

УДК 538.9

ПСЕВДОНЕПОЛНОЕ СМАЧИВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ СПЛАВАХ Al–Zn

© 2014 г. **Б.Б. Страумал, А.А. Мазилкин, Г. Соваж,
Р.З. Валиев, А.Б. Страумал, А.М. Гусак**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва
Институт физики твердого тела (ИФТТ) РАН, г. Черноголовка, Московская обл.

Руанский университет, г. Сент-Этьенн-де-Руврэ, Франция

Уфимский государственный авиационный технический университет (УГАТУ)

Черкасский национальный университет (ЧНУ) им. Б. Хмельницкого, Украина

Статья поступила в редакцию 04.04.14 г., доработана 07.05.14 г., подписана в печать 12.05.14 г.

Сплавы Al–Zn после интенсивной пластической деформации методом кручения под высоким давлением имеют три различных класса границ зерен (ГЗ) Al/Al, смоченных второй твердой фазой, богатой цинком. Полностью смоченные ГЗ Al/Al покрыты слоем фазы, обогащенной цинком, толщиной более 30 нм. Частично (не полностью) смоченные ГЗ Al/Al контактируют с частицами фазы, богатой цинком, с контактным углом $>60^\circ$, но не содержат какой-либо измеримой концентрации цинка. Псевдонеполно смоченные ГЗ Al/Al также контактируют с частицами Zn с углом контакта $>60^\circ$. Тем не менее они имеют тонкую прослойку фазы, богатой цинком, равномерной толщины 2–4 нм, наличие которой объясняет необычайно высокую пластичность сплавов Al–Zn после кручения под высоким давлением.

Ключевые слова: границы зерен, интенсивная пластическая деформация, кручение под высоким давлением, смачивание.

Al–Zn alloys after the intense plastic deformation by the high-pressure torsion method have three various classes of grain boundaries (GBs) Al/Al wetted with a second zinc-enriched phase. Completely wetted Al/Al GBs are coated with a layer of the zinc-enriched phase thicker than 30 nm. Partially (incompletely) wetted Al/Al GBs contact with particles of the zinc-enriched phase with a contact angle $>60^\circ$ but contain no any measurable zinc concentration. Pseudopartially wetted Al/Al GBs also contact with Zn particles with a contact angle $>60^\circ$. However, they have a thin interlayer of the zinc-enriched phase with a uniform thickness of 2–4 nm, the presence of which explains the unusually high plasticity of the Al–Zn alloys after high-pressure torsion.

Keywords: grain boundaries, intense plastic deformation, high-pressure torsion, wetting.

ВВЕДЕНИЕ

Смачивание внешних поверхностей и внутренних границ раздела важно не только для различных технологий (добыча нефти, пайка, сварка, спекание, отвод воды с дорог, эффективное осаждение

пестицидов на листьях растений и т.д.), но и зачастую связано с открытием новых физических явлений [1–9]. Обычно различают неполное (рис. 1, а, б) и полное (в, г) смачивание (НС и ПС) поверхности

Страумал Б.Б. – докт. физ.-мат. наук, профессор кафедры физической химии, вед. науч. сотр. лаборатории гибридных наноматериалов МИСиС (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4), зав. лабораторией физики поверхностей раздела в металлах ИФТТ РАН (142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, 2). E-mail: straumal@issp.ac.ru.

Мазилкин А.А. – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. Сектора элементного и структурного анализа ИФТТ РАН. E-mail: mazilkin@issp.ac.ru.

Соваж Г. – докт. физ. наук, профессор Руанского университета (765801, Франция, г. Сент-Этьенн-де-Руврэ, Авеню де ль'Университэ). E-mail: xavier.sauvage@univ-rouen.fr.

Валиев Р.З. – докт. физ.-мат. наук, проф., директор Института физики перспективных материалов УГАТУ (450000, г. Уфа, ул. К. Маркса, 12). E-mail: rzvaliev@mail.rb.ru.

Страумал А.Б. – магистр, аспирант кафедры физической химии МИСиС. E-mail: AStraumal@isisis.ru.

Гусак А.М. – докт. физ.-мат. наук, проф., руководитель группы теоретической физики ЧНУ (18027, Украина, г. Черкассы, б-р Шевченко, 81). E-mail: gusak@cdu.edu.ua.

или/и внутренних границ раздела. Если при полном смачивании количество жидкости мало, а площадь поверхности или границы зерен (ГЗ) велика, то жидкость распространяется в стороны, пока оба твердых зерна или твердая подложка и газ не начнут взаимодействовать друг с другом сквозь слой жидкости. Последняя тогда образует «блин» толщиной $e_s \approx 2\div 5$ нм [1, 10]:

$$e_s = [A/(4\pi S)]^{1/2}. \quad (1)$$

Здесь $S = \sigma_{sg} - \sigma_{sl} - \sigma_{lg}$ — коэффициент растекания по сухой твердой поверхности, где σ_{sg} , σ_{sl} и σ_{lg} — свободные энергии границ раздела твердое тело/газ, твердое тело/жидкость и жидкость/газ; A — константа Хамакера [11]. При полном смачивании $A > 0$ и $S > 0$ [10].

В большинстве случаев происходит непосредственный переход между частичным (неполным) смачиванием (см. фазовую диаграмму на рис. 1, ж, предложенную в работе [2]) и полным, например при повышении температуры [12, 13] или уменьшении давления [14].

Однако иногда наблюдается состояние псевдонеполного смачивания (ПНС), которое на фазовой диаграмме располагается между НС и ПС (см. рис. 1, ж). При этом краевой угол $\theta > 0$ и капля жидкости не растекается по подложке, но вокруг нее существует тонкая (толщиной в несколько нанометров) пленка-прекурсор, которая разделяет подложку и газ (см. рис. 1, д). Такая пленка очень похожа на квазизидкий «блин» в случае полного смачивания и дефицита жидкой фазы (см. выше, а также [15, 16]). Псевдонеполное смачивание впервые наблюдалось на внешней поверхности [2, 17], существует оно и на ГЗ [3, 4].

Наличие тонких межзеренных прослоек на большинстве ГЗ и одновременное отсутствие толстых смачивающих слоев распла-

ва, разделяющих зерна матрицы, могут быть крайне важными для контроля свойств поликристаллических материалов и должны быть подробно изучены. Это и есть цель данной работы.

Система Al—Zn является хорошим объектом для таких исследований (рис. 2). В ней имеются разнообразные переходы смачивания ГЗ как первого, так и второго рода [13], как жидкой [12—14, 18], так и второй твердой фазой [19, 20]. Тонкие квазизидкие прослойки на ГЗ и тройных стыках ГЗ наблюдались с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) [17, 21] и дифференциальной

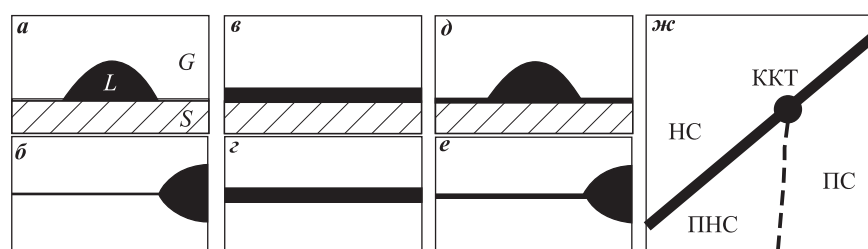


Рис. 1. Схемы, иллюстрирующие смачивание свободных поверхностей и ГЗ

а и б — частичное смачивание внешней поверхности (L — жидкая фаза, S — твердая, G — газовая) (**а**) и ГЗ (**б**); **в и г** — полное смачивание поверхности (**в**) и ГЗ (**г**); **д и е** — псевдонеполное смачивание поверхности (**д**) и ГЗ (**е**); **ж** — взаимное расположение превращений смачивания НС ↔ ПНС ↔ ПС ↔ НС [2] (ККТ — критическая конечная точка, толстая сплошная линия обозначает переход смачивания первого рода, тонкая штриховая линия — 2-го рода (непрерывный))

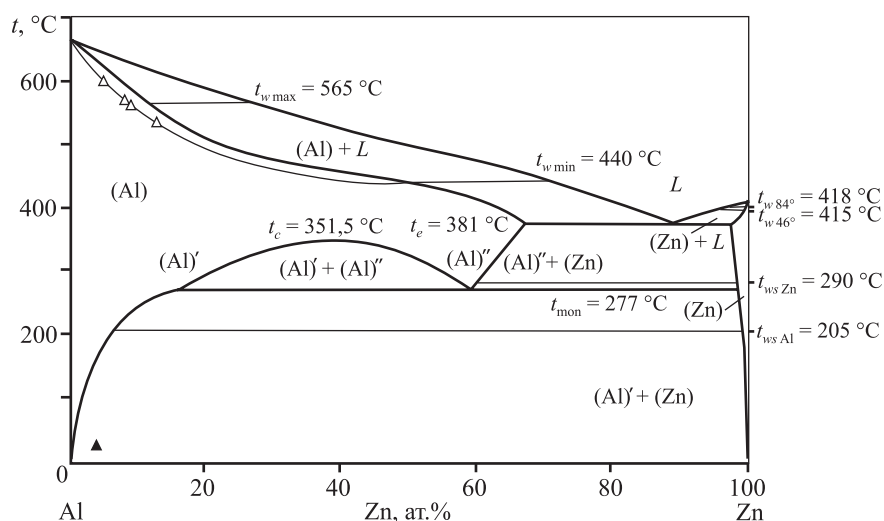


Рис. 2. Фазовая диаграмма Al—Zn, построенная с использованием данных [13, 19—22, 24]

Толстые линии соответствуют объемным фазовым превращениям [36], тонкие — фазовым превращениям на ГЗ

Светлые треугольники обозначают ПЭМ- и ДСК-данные для линии зернограницного предсмачивания, а темный — условия КВД в настоящей работе

t_w и t_{ws} — температуры фазовых переходов смачивания жидкой фазой и второй твердой фазой соответственно, t_c , t_e и t_{mon} — критическая, эвтектическая и монотектическая температуры соответственно

сканирующей калориметрии [21, 22]. Таким образом, целесообразно искать псевдонеполное смачивание ГЗ второй твердой фазой именно в этих материалах.

К сожалению, ниже 200 °С диффузия в Al—Zn-сплавах идет крайне медленно, и потому было невозможно изучать явления смачивания с помощью обычных термических отжигов за приемлемый срок (<6 мес.). Поэтому вместо продолжительных отжигов мы использовали интенсивную пластическую деформации кручением под высоким давлением (КВД) для производства ультрамелкозернистых поликристаллов при комнатной температуре.

В нашей предыдущей работе [21] показано, что краевой угол между зернами Zn и границами зерен Al/Al, видимый на обычных ПЭМ-микрофотографиях после КВД, составил около 60° и, следовательно, был далек от нуля. С другой стороны, ультрамелкозернистые сплавы Al—30мас.%Zn после КВД обладают необычно высокой пластичностью при комнатной температуре [23]. Мы предположили, что богатые цинком прослойки по границам будут, как своего рода смазочный материал, способствовать взаимному скольжению вдоль ГЗ Al/Al.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплав Al—10мас.%Zn был приготовлен из высокочистых компонентов (99,999 % Al и 99,9995 Zn) с помощью индукционной плавки в вакууме. Затем его отливали в вакууме в водоохлаждаемые медные тигли с внутренним диаметром 10 мм. Деформация проводилась при комнатной температуре по методике КВД. Отливки нарезались на диски толщиной около 0,7 мм и диаметром 10 мм. Каждый диск помещался между двумя стальными бойками. Приложенное давление составляло 6 ГПа, скорость деформации — 1 об/мин. Деформация определялась количеством поворотов бойка $N = 5$.

Аналитическая ПЭМ была выполнена с помощью микроскопа ARM200F JEOL (Япония), работающего при 200 кВ. Высокоугловые секториальные темнопольные изображения (ВУТПИ, или HAADF в англоязычной терминологии) были получены в режиме сканирования (СПЭМ) с использованием размера зонда 0,2 нм с углом сходимости 34 мрад и углами сбора данных в диапазоне от 80 до 300 мрад.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Как и в работе [24], пересыщенный твердый раствор в литых образцах почти полностью распадался после КВД. Средний размер зерна в алюминии снизился в ходе деформации с 500 мкм до 800 нм, а в цинке — с 5 мкм до 200 нм. Рис. 3, *а* показывает ВУТПИ, где контраст связан со средним локальным атомным номером.

Таким образом, богатые цинком зоны выглядят более светлыми, в то время как более темные участки соответствуют алюминию. В нижней части микрофотографии видно белое зерно цинка. Наблюдается также граница зерен Al/Al, которая тянется от нижней к верхней части снимка. Сверху ГЗ полностью смочена слоем фазы с высоким содержанием Zn.

Профиль интенсивности сигнала ВУТПИ поперек ГЗ Al/Al (см. рис. 3, *б*) показывает, что толщина слоя, богатого цинком, составляет около 30 нм (удлиненный белый прямоугольник на рис. 3, *а* указывает местоположение профиля). На рис. 3, *в* и *г* показаны электронограммы с локальных участков (ЭЛУ) от левого (1) и правого (2) зерен алюминия (рис. 3, *а*) соответственно, позволяющие определить нормаль к плоскостям образца [114] и [547]. Это означает, что ГЗ не является симметричной.

На рис. 4, *а* приведено светлопольное изображение, показывающее зерно цинка (темное) в правой части и частично смоченную ГЗ Al/Al (начинается в левом нижнем углу снимка и тянется направо вверх). Краевой угол между Zn-частицей и ГЗ Al/Al составляет около 115°. Интенсивность ВУТПИ-сигнала в профиле, перпендикулярном этой границе, не обнаруживает ее обогащение цинком. Этот случай соответствует неполному смачиванию ГЗ Al/Al фазой, богатой цинком. Электронограммы с локальных участков от верхнего и нижнего зерен Al приведены на рис. 4, *в* и *г*. Соответствующие нормали к плоскости образца определяются как [001] и [114].

На светлопольном СПЭМ-изображении (рис. 5, *а*) наблюдаются зерно цинка (темное) и две псевдонеполно смоченные границы зерен Al/Al (направлены от середины вверх влево и вправо). Два соответствующих ВУТПИ, полученных в режиме Z-контраста, приведены на рис. 5, *б* и *в*. Углы контакта между Zn-частицей и ГЗ Al/Al составляют около 110° (левая ГЗ) и 60° (правая ГЗ). Эти границы четко видны на изображении как яркие линии, что указывает на локальное обогащение цинком. Профили

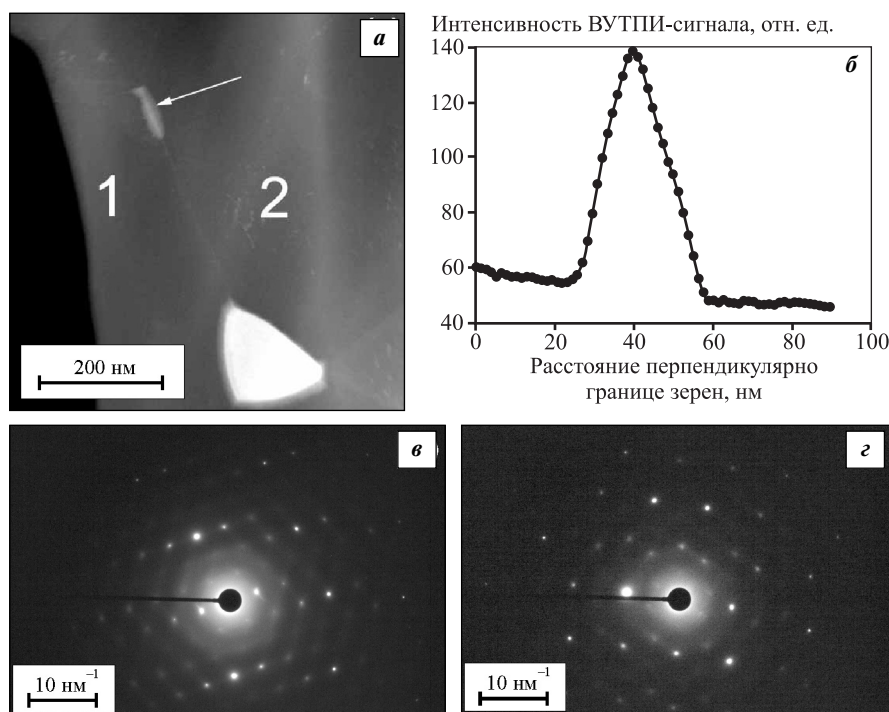


Рис. 3. Полное смачивание границы зерна Al/Al

a – ВУТПИ, полученное с помощью СПЭМ

в режиме Z-контраста (стрелка указывает местоположение профиля ВУТПИ);

б – интенсивность ВУТПИ-сигнала вдоль профиля, перпендикулярного ГЗ Al/Al;

в, г – картины локальной микродифракции электронов от левого (1) и правого (2) зерен Al

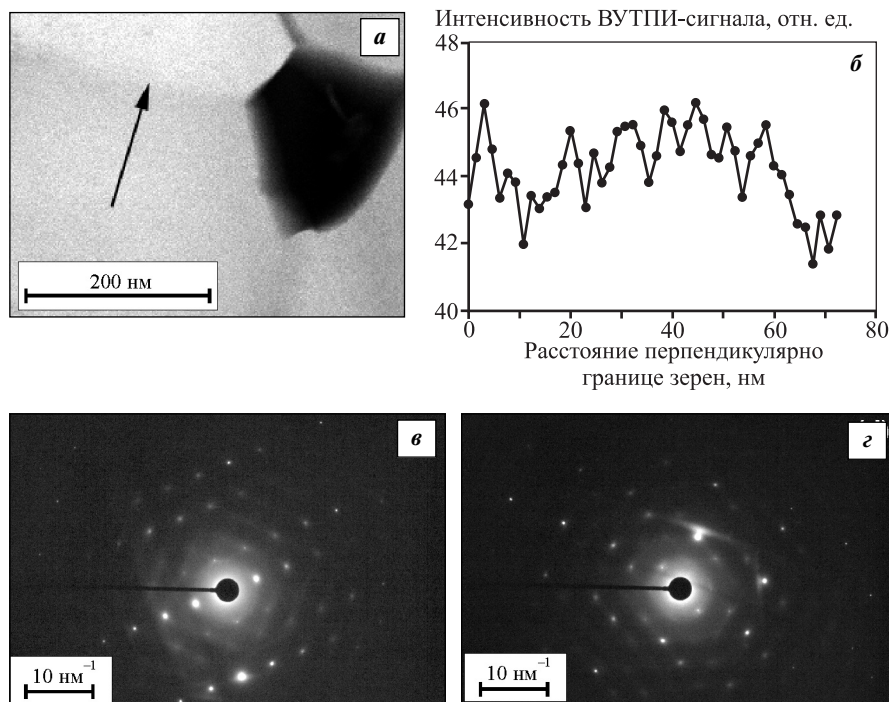


Рис. 4. Неполное (частичное) смачивание границы зерна Al/Al

a – светопольное изображение в режиме СПЭМ

(стрелка указывает местоположение профиля ВУТПИ);

б – интенсивность ВУТПИ-сигнала вдоль профиля, перпендикулярного ГЗ Al/Al;

в, г – картины локальной микродифракции электронов от верхнего и нижнего зерен Al

интенсивности ВУТПИ-сигнала на левой и правой ГЗ Al/Al на рис. 5, *г* и *д* содержат высокие, но узкие максимумы. Эти профили показывают обогащенные цинком слои на ГЗ с толщиной 1–2 нм.

Электроннограммы с локальных участков от левого, среднего и правого зерен алюминия приведены на рис. 5, *е–з*. Соответствующие нормали к плоскости образца – [110], [111] и [114]. Это означает, что обе ГЗ Al/Al не симметричны.

На рис. 6 представлена ПЭМ-микрофотография высокого разрешения одной из псевдонеполно смоченных ГЗ Al/Al. Оба зерна Al остаются кристаллическими, аморфных слоев на ГЗ нет. Таких ПНС-границ в образце наблюдалось примерно 20–30 %.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Прежде всего отметим, что состояние материала, полученное после КВД (как объемных, так и зернограничных фаз), не соответствует равновесию при температуре и давлении КВД. В нашем случае оно отвечает стационарному состоянию, которое достигается в сплавах Al–Zn после ~1 поворота наковален [24]. Поэтому было бы некорректно утверждать, что применение КВД эквивалентно увеличению продолжительности отжига. Стационарное состояние при интенсивной пластической деформации (ИПД) обычно наблюдается по достижении определенной степени деформации. Размер зерна, прочность, твердость, параметр дальнего порядка, состав фаз и т.д. при этом перестают изменяться с ростом деформации (т.е.

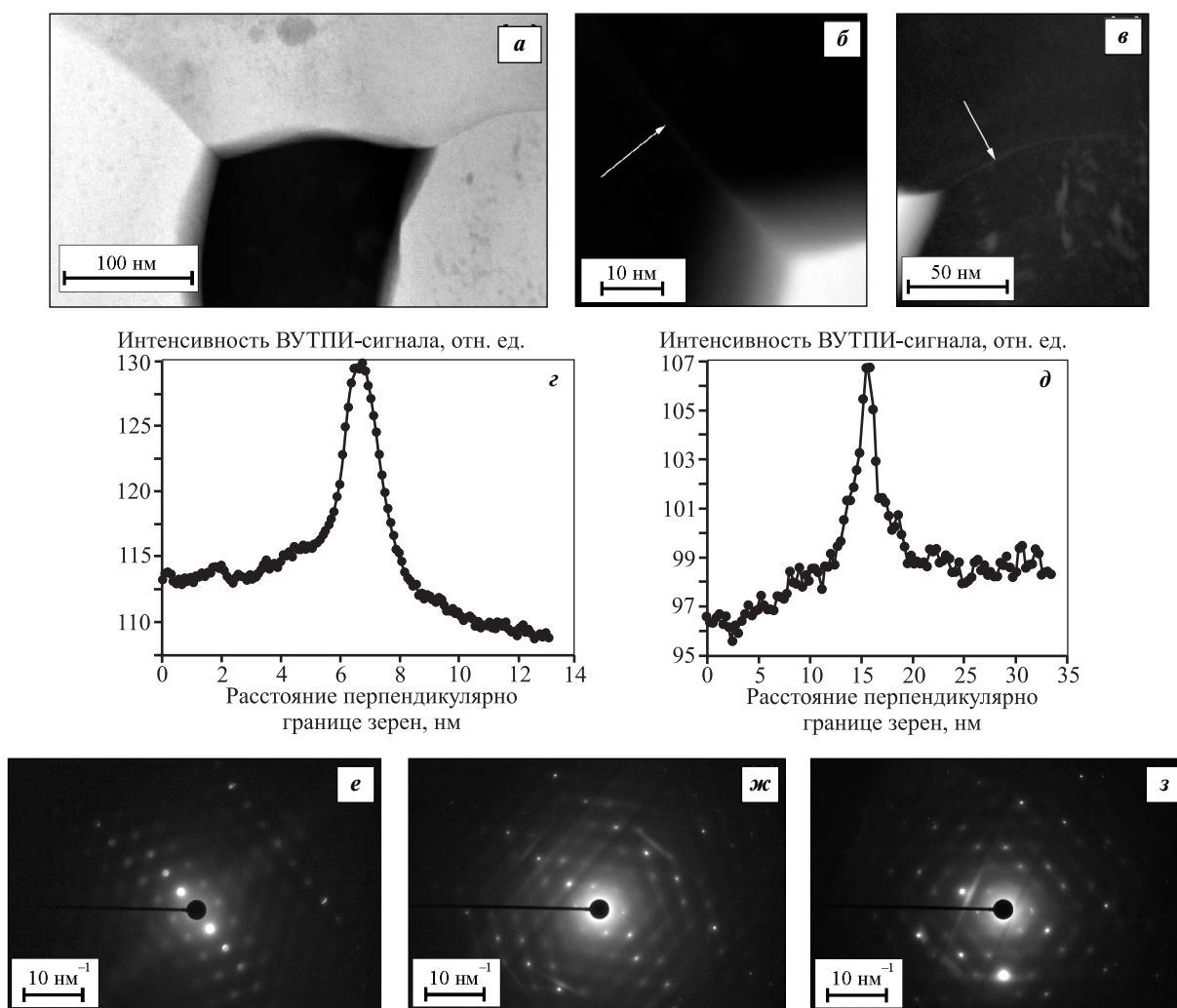


Рис. 5. Псевдонеполное смачивание границ зерен Al/Al

a – светлопольное изображение в режиме СПЭМ; *б, в* – ВУТПИ, полученные с помощью СПЭМ в режиме Z-контраста для левой и правой ГЗ Al/Al соответственно (стрелки указывают расположение профилей ВУТПИ); *г, д* – профили интенсивности сигнала ВУТПИ от левой и правой ГЗ Al/Al соответственно; *е–з* – картины локальной микродифракции электронов от левого, среднего и правого зерен Al

количества проходов при равноканальном угловом прессовании, или поворотов бойков при кручении под высоким давлением, или проходов при накопительной прокатке).

Более того, в литературе можно найти многочисленные факты, свидетельствующие, что фазы в материале до и после ИПД различны [25]. Такая деформация часто приводит к фазовым превращениям, таким как образование или распад пересыщенного твердого раствора, растворение фаз, разупорядочение упорядоченных фаз, аморфизация кристаллических фаз, синтез низко- и высокотемпературных аллотропических модификаций или фаз высокого давления, а также нанокристаллизация в аморфной матрице [25]. При комнатной температуре ИПД

обычно приводит к очень быстрым фазовым превращениям. Это легко понять, если учесть высокую плотность образующихся дефектов подобно тому, как это происходит при росте температуры. Повышенное давление, напротив, ведет к уменьшению коэффициента диффузии и/или подвижности границ зерен [26, 27]. Другими словами, после ИПД в материале измельчаются зерна и образуются фазы, которые также могут сформироваться после длительного отжига при некоторой температуре t_{eff} с последующей закалкой. Не удивительно, что ИПД может приводить не только к объемным, но и зернограницным фазовым превращениям.

К сожалению, в наших опытах мы наблюдаем лишь исходное (до КВД) и конечное (после нее) со-

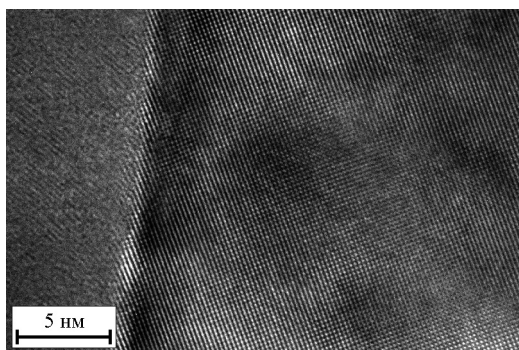


Рис. 6. Микрофотография одной из псевдонеполно смоченных ГЗ Al/Al, полученная с помощью электронной микроскопии высокого разрешения на приборе ARM200F

стояния ГЗ. Кроме того, из-за большой перестройки структуры это совсем другие границы. Поэтому судить по нашим данным, какого рода наблюдаемые зернограницные переходы — первого или второго — не представляется возможным. Для этого нужны более тонкие эксперименты с малым шагом по степени деформации.

Как показано в работах [2, 10], прямой переход НС ↔ ПС может происходить в 2 стадии НС ↔ ↔ ПНС ↔ ПС (см. рис. 1), если соответствующая постоянная Хамакера меняет знак с положительного на отрицательный. У алюминия она всегда положительна: $A = (0,56 \pm 0,02) \cdot 10^{-21}$ Дж (твердое тело — расплав — вакуум) [28]. Постоянная Хамакера легкоплавких металлов с некубической решеткой зависит от индексов плоскости, выходящей на поверхность, и может менять знак на отрицательный.

Авторы [29] модифицировали хорошо известное уравнение Лифшица и соавт. [30] для расчета зависимости величины A от ориентации поверхности для некубических металлов:

$$A = \frac{\hbar}{16\pi^2} \int_0^\infty d\xi \int_{-\pi}^{+\pi} d\vartheta \frac{\left[\sqrt{\epsilon_{xx}\epsilon'_{yy}(\vartheta)} - \epsilon_c \right] (1 - \epsilon_c)}{\left[\sqrt{\epsilon_{xx}\epsilon'_{yy}(\vartheta)} + \epsilon_c \right] (1 + \epsilon_c)}, \quad (2)$$

где \hbar — постоянная Планка; ϑ — угол поворота вокруг оси x ; ϵ — компоненты тензора диэлектрической проницаемости; ξ — частота Мацубара [29].

В результате они получили в своих расчетах отрицательные константы Хамакера, отличающиеся для разных кристаллографических граней. Так, например, для плоскостей (001) для галлия ($A = (-3,0 \pm 0,02) \cdot 10^{-21}$ Дж) и β -Sn ($A = (-0,45 \pm 0,1) \cdot 10^{-21}$ Дж) они были более отрицательны, чем для плоскостей (010) ($A = (-2,5 \pm 0,02) \cdot 10^{-21}$ и $(-0,38 \pm 0,1) \cdot 10^{-21}$ Дж соот-

ветственно) [28, 29]. Хотя авторы [29] и не рассчитали константу Хамакера для цинка, с этой точки зрения его свойства сравнимы со свойствами галлия, кадмия и β -Sn.

Однако ситуация в нашем случае несколько иная, чем в [29], где константы A определены для конфигурации твердое тело/жидкость/газ, а в наших экспериментах мы имеем дело со своего рода «сэндвичем», в котором сверху и снизу находится сплошной алюминий с небольшим количеством цинка, а между ними — тонкий слой, богатый цинком. Тем не менее сильно положительная постоянная Хамакера для Al, как и вероятно отрицательная для Zn, могут создать условия, необходимые для псевдонеполного смачивания ГЗ Al/Al твердым цинком.

Кроме того, поскольку для некубических металлов величина A сильно зависит от кристаллографической плоскости, можно ожидать различия в ПНС для ГЗ с различными разориентациями и ориентациями плоскости границ [31]. Таким образом, изменяя последние, можно было бы выполнить «тонкую настройку» постоянной Хамакера. Такая настройка была проведена для смачивания гексана на воде путем добавления в нее поваренной соли [2], что привело к переходу от прямого превращения НС ↔ ПС к двухступенчатому НС ↔ ПНС ↔ ПС (см. схему на рис. 1, ж). Это происходит потому, что константа A меняет знак в точке ККТ (рис. 1, ж) [32], существование которой было предсказано в работе [33]. Последовательность описанных переходов наблюдалась впервые в смеси алканов и воды [2].

Таким образом, псевдонеполное смачивание технологически важно. Высокая пластичность ультрамелкозернистых сплавов Al—Zn при комнатной температуре открывает путь для развития новых легких материалов [23]. Тонкие межфазные слои в смеси рассола и алканов используются в нефтедобыче [2]. Наличие тонких слоев, богатых кобальтом, между зернами карбида вольфрама обеспечивает одновременно высокие прочность и пластичность твердых сплавов WC—Co [34]. Слои неодима толщиной в несколько нанометров между зернами фазы $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ обеспечивают уникальные магнитные свойства сплавов Nd—Fe—B для постоянных магнитов [35].

ВЫВОДЫ

1. Интенсивная пластическая деформация сплавов Al—Zn кручением под высоким давлением при-

водит к образованию трех различных классов ГЗ Al/Al, смоченных твердой фазой, богатой цинком, а именно — полностью, частично и псевдонеполно смоченных.

2. Полностью смоченные ГЗ Al/Al покрыты слоем твердой фазы, богатой цинком, с толщиной более 30 нм. Частично смоченные ГЗ Al/Al лежат между частицами твердой фазы, богатой цинком, с контактным углом $>60^\circ$ и не содержат какой-либо измеримой концентрации цинка.

3. Псевдонеполно смоченные ГЗ Al/Al похожи на частично смоченные: они тоже расположены между частицами твердой фазы, богатой цинком, с контактным углом $>60^\circ$. Тем не менее они содержат тонкий слой фазы, богатой цинком, с равномерной толщиной 2—4 нм. Его наличие обуславливает необычайно высокую пластичность сплавов Al—Zn после кручения под высоким давлением.

Авторы благодарят за финансовую поддержку Министерство образования и науки РФ в рамках программы повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013—2020 гг., «The Allianz Industrie Forschung» (проект FE.5150.0028.4067), «Karlsruhe Nano Micro Facility», РФФИ (проекты 13-08-90422 и 14-03-31510) и Государственный фонд фундаментальных исследований Украины (грант Ф53/112-2013).

ЛИТЕРАТУРА

1. Luo J. // Crit. Rev. Solid State Mater. Sci. 2007. Vol. 32, № 1. P. 67.
2. Rafai S., Bonn D., Bertrand E., Meunier J. // Phys. Rev. Lett. 2004. Vol. 92, № 24. P. 245701.
3. Kaplan W.D., Chatain D., Wynblatt P., Carter W.C. // J. Mater. Sci. 2013. Vol. 48, № 17. P. 5681.
4. Straumal B.B., Rodin A.O., Shotanov A.E. et al. // Defect Diff. Forum. 2013. Vol. 333. P. 175.
5. Rabkin E.I., Shvindlerman L.S., Straumal B.B. // Int. J. Mod. Phys. B. 1991. Vol. 5, № 19. P. 2989.
6. Tang M., Carter W.C., Cannon R.M. // Phys. Rev. B. 2006. Vol. 73, № 24. P. 024102.
7. Subramaniam A., Koch C.T., Cannon R.W., Rühle M. // Mater. Sci. Eng. A. 2006. Vol. 422, № 1. P. 3.
8. Tang M., Carter W.C., Cannon R.W. // J. Mater. Sci. 2006. Vol. 41, № 23. P. 7691.
9. Gu H., Cannon R.W., Tanaka I., Rühle M. // Mater. Sci. Eng. A. 2006. Vol. 422, № 1. P. 51.
10. Brochard-Wyart F., di Meglio J.M., Quéré D., de Gennes P.G. // Langmuir. 1991. Vol. 7, № 2. P. 335.
11. de Gennes P.G. // Rev. Mod. Phys. 1985. Vol. 57, № 3. P. 827.
12. Straumal B.B., Gust W., Watanabe T. // Mater. Sci. Forum. 1999. Vol. 294-296. P. 411.
13. Straumal B.B., Gornakova A.S., Kogtenkova O.A. et al. // Phys. Rev. B. 2008. Vol. 78, № 5. P. 054202.
14. Straumal B., Rabkin E., Lojowski W. et al. // Acta Mater. 1997. Vol. 45, № 5. P. 1931.
15. Chang L.-S., Straumal B.B., Rabkin E. et al. // J. Phase Equilibria. 1997. Vol. 18, № 2. P. 128.
16. Chang L.-S., Rabkin E., Straumal B.B. et al. // Defect Diff. Forum. 1998. Vol. 156. P. 135.
17. Moon J., Garoff S., Wynblatt P., Suter R. // Langmuir. 2004. Vol. 20, № 2. P. 402.
18. Straumal B., Gust W., Molodov D. // Interface Sci. 1995. Vol. 3, № 2. P. 127.
19. López G.A., Mittemeijer E.J., Straumal B.B. // Acta Mater. 2004. Vol. 52, № 6. P. 4537.
20. Protasova S.G., Kogtenkova O.A., Straumal B.B. et al. // J. Mater. Sci. 2011. Vol. 46, № 11. P. 4349.
21. Straumal B., Valiev R., Kogtenkova O. et al. // Acta Mater. 2008. Vol. 56, № 8. P. 6123.
22. Straumal B., Kogtenkova O., Protasova S. et al. // Mater. Sci. Eng. A. 2008. Vol. 495, № 1. P. 126.
23. Valiev R.Z., Murashkin M.Y., Kilmametov A. et al. // J. Mater. Sci. 2010. Vol. 45, № 17. P. 4718.
24. Straumal B.B., Kogtenkova O.A., Protasova S.G. et al. // J. Mater. Sci. 2011. Vol. 46, № 11. P. 4243.
25. Sauvage X., Wetscher F., Pareige P. // Acta Mater. 2005. Vol. 53, № 7. P. 2127.
26. Straumal B.B., Klinger L.M., Shvindlerman L.S. // Scripta Metal. 1983. Vol. 17, № 3. P. 275.
27. Molodov D.A., Straumal B.B., Shvindlerman L.S. // Scripta Metal. 1984. Vol. 18, № 3. P. 207.
28. Chen X.J., Levi A.C., Tosatti E. // Surface. Sci. 1991. Vol. 251-252. P. 641.
29. dal Corso A., Tosatti E. // Phys. Rev. B. 1993. Vol. 47, № 15. P. 9742.
30. Лившиц Е.М. // ЖЭТФ. 1955. Vol. 29, № 1. P. 94. Lifshitz E.M. // Sov. Phys. JETP. 1956. Vol. 2, № 1. P. 73.
31. Straumal B.B., Klinger L.M., Shvindlerman L.S. // Acta Metal. 1984. Vol. 32, № 9. P. 1355.
32. Shahidzadeh N., Bonn D., Ragil K., Broseta D., Meunier J. // Phys. Rev. Lett. 1998. Vol. 80, № 18. P. 3992.
33. Ragil K., Meunier J., Broseta D. et al. // Phys. Rev. Lett. 1996. Vol. 77, № 8. P. 1532.
34. Konyashin I., Ries B., Lachmann F. et al. // Int. J. Refrac. Metals Hard Mater. 2008. Vol. 26, № 6. P. 583.
35. Yu L.Q., Zhong X.L., Zhang Y.P. et al. // J. Magn. Magn. Mater. 2011. Vol. 323, № 9. P. 1152.
36. Binary Alloy Phase Diagrams / Ed. T.B. Massalski. OH (Materials Park): ASM International, 1990. P. 238.