

Однородность структуры и низкотемпературные микромеханические свойства ультрамелкозернистого магниевого сплава AZ31

Ю.З. Эстрин

*ARC Centre of Excellence for Design in Light Metals, Department of Materials Engineering,
Monash University and CSIRO Division of Process Science and Engineering, Clayton, Australia*
E-mail: yuri.estrin@monash.edu

Л.С. Фоменко, С.В. Лубенец, А.В. Русакова

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины
пр. Ленина, 47, г. Харьков 61103, Украина*
E-mail: fomenko@ilt.kharkov.ua

Статья поступила в редакцию 4 октября 2010 г.

Методом микроиндентирования изучена степень однородности микроструктуры ультрамелкозернистого (УМЗ) магниевого сплава AZ31, полученного в результате специальной термомеханической обработки, включающей четыре прохода равноканального углового прессования (РКУП, маршрут B_c). Дефектная структура УМЗ сплава оказалась достаточно однородной. Наличие текстуры, обусловленной РКУП, проявилось в меньшем среднем значении микротвердости, измеренной на плоскости, перпендикулярной оси экструзии, по сравнению с измерениями на плоскости, содержащей данную ось, и в некоторой зависимости микротвердости от координаты индентирования по периметру заготовки. Величина микротвердости исходного крупнозернистого сплава близка к микротвердости УМЗ образцов, измеренной на плоскости, перпендикулярной оси экструзии. После деформации образцов растяжением в широком температурном интервале 4,2–295 К микротвердость в области шейки увеличилась более чем на 30%. Температурная зависимость микротвердости в интервале 77–295 К указывает на термоактивированный характер пластической деформации сплава AZ31. Механизмом деформации сплава, предположительно, является взаимодействие подвижных дислокаций с локальными дефектами примесной природы.

Методом мікроіндентування вивчено ступінь однорідності мікроструктури ультрадрібнозернистого (УДЗ) магнієвого сплаву AZ31, одержаного в результаті спеціальної термомеханічної обробки, яка включала чотири проходи рівноканального кутового пресування (РККП, маршрут B_c). Дефектна структура УДЗ сплаву виявилась досить однорідною. Наявність текстури, обумовленої РККП, проявилася у меншому середньому значенні микротвердості, виміряної на площині, перпендикулярній осі екструзії, у порівнянні з вимірюваннями на площині, яка містить цю вісь, і в деякій залежності микротвердості від координати індентування по периметру заготовки. Величина микротвердості вихідного крупнозернистого сплаву близька до микротвердості УДЗ зразків при вимірюванні на площині, перпендикулярній осі екструзії. Деформування зразків розтягненням в широкому температурному інтервалі 4,2–295 К привело до збільшення микротвердості в області шийки більш ніж на 30%. Температурна залежність микротвердості в інтервалі 77–295 К свідчить про термоактиваційний характер пластичної деформації сплаву AZ31. Механізмом деформації сплаву, вірогідно, є взаємодія рухливих дислокацій з локальними дефектами домішкової природи.

PACS: 81.40.Ef Холодная обработка, деформационное упрочнение, отжиг, последеформационный отжиг; закалка с последующим возвратом и кристаллизация;
62.20.Qr Трение, трибология и твердость;
68.35. Gy Механические свойства, поверхностная деформация.

Ключевые слова: ультрамелкозернистый магниевый сплав AZ31, однородность структуры, низкотемпературная микротвердость.

Введение

Повышенный интерес исследователей к легким магниевым сплавам связан с их высокими удельными прочностными характеристиками, что делает их перспективными для использования в автомобильной, авиационно-космической и электронной технике. Однако эти сплавы имеют малый ресурс пластичности, что затрудняет их обработку. Данный недостаток может быть устранен путем специальной термомеханической обработки, в частности с помощью РКУП [1–4]. Выяснилось, что данный вид интенсивной пластической деформации не только повышает механические характеристики магниевых сплавов, но и улучшает их способность к формоизменению при сравнительно низкой температуре около 150 °С.

Однако, как показали экспериментальные исследования [5–7], распределение деформации по объему заготовки, прошедшей РКУП, часто бывает неоднородным. Соответственно, неоднородны также структурные и механические характеристики. Это снижает качество конечного продукта. В работе [8] на примере алюминия было показано, что метод микроиндентирования может быть с успехом использован для изучения однородности микроструктуры образцов, прошедших РКУП. В данной работе метод микроиндентирования был применен для исследования однородности микроструктуры не только исходных, но и деформированных растяжением при разных температурах ультрамелкозернистых и крупнозернистых образцов сплава AZ31. Исследования показали, что исходные образцы в достаточной мере структурно однородны. Деформация растяжением привела к существенному увеличению микротвердости, особенно в области шейки вблизи места разрыва.

Температурные зависимости микротвердости указывают на термоактивированный характер пластической деформации исследованных образцов. Наиболее вероятным механизмом деформации магниевого сплава AZ31 в температурном интервале 77–295 К является взаимодействие подвижных скользящих дислокаций с примесными дефектами.

2. Методика эксперимента

Изучали магниевый сплав AZ31 (Mg — 3 вес. % Al, 1 вес. % Zn, 0,2 вес. % Mn), который имеет гексагональную плотно упакованную (ГПУ) решетку. Исходный материал представлял собой заготовки, полученные путем литья под давлением (squeeze casting – SC). Заготовки подвергали многоступенчатой горячей прокатке при температуре 370 °С с 85-процентным уменьшением толщины, а затем интенсивной пластической деформации (severe plastic deformation – SPD) путем четырехпроходного РКУП при температуре 200 °С по маршруту B_c (поворот на 90° в одном направлении). Как показали оптические и электронно-микроскопические исследо-

вания, поликристаллы SC имеют дендритную микроструктуру со средним размером зерен ~250 мкм. В результате последующей термомеханической обработки, включающей РКУП, сформировались почти равноосные зерна со средним размером ~2,5 мкм [9] и текстура с преимущественной ориентацией базисной плоскости под углом ~45° к направлению прессования [10,11]. Далее используем для образцов обозначения SC и SPD, т.е. те же, что и в ранее выполненной работе [12], посвященной изучению низкотемпературной пластичности этого материала.

Микротвердость образцов измеряли в интервале температур 77–295 К. При комнатной температуре исследования проводили на приборе ПМТ-3. Методика измерения микротвердости при пониженных температурах подробно описана в [13]. Нагрузку на индентор P меняли в пределах 0,02–2,2 Н, время нагружения составляло 10 с. Микротвердость по Виккерсу вычисляли по формуле $H_V = 1,854P/d^2$, где d — длина диагонали отпечатка индентора. На графиках рис. 4 и рис. 8 зависимости микротвердости от нагрузки и температуры каждая точка отвечает среднему значению, вычисленному по десяти отпечаткам, на остальных — по одному отпечатку.

Перед испытанием поверхность образцов шлифовали механически на наждачной бумаге с разным размером абразивного зерна. Окончательную зеркально-гладкую поверхность получали полировкой на мягкой замше и фетре с пастой ГОИ (основной компонент — двуокись хрома). Зеркально полированная поверхность спустя несколько дней при выдержке образца в естественных условиях становилась тусклой, по-видимому, в результате окисления. Измерения на такой поверхности, выполненные через 1 неделю после последней шлифовки и полировки образца, показали, что среднее значение микротвердости понизилось примерно на 10% (от 690 до 624 МПа). Поэтому все измерения микротвердости проводили на свежей полированной поверхности.

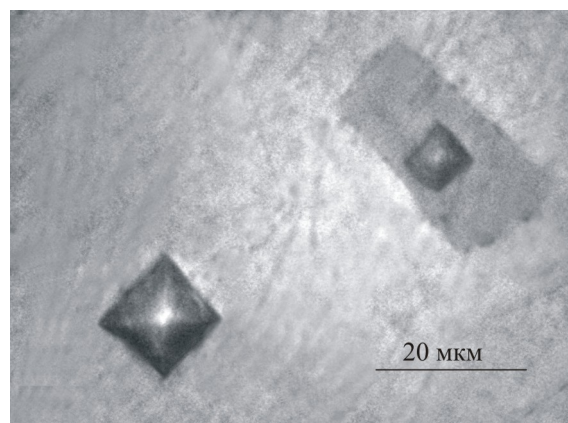


Рис. 1. Отпечатки индентора на основной и «темной» фазе ультрамелкозернистого сплава AZ31, $P = 0,1$ Н, $T = 295$ К.

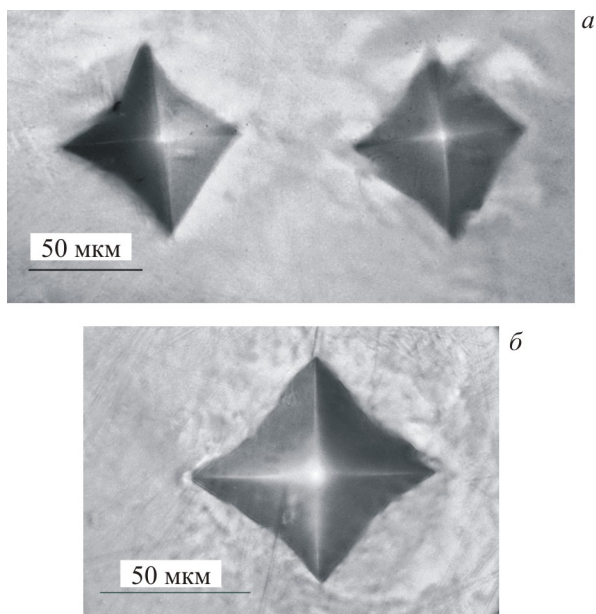


Рис. 2. Форма отпечатков индентора на поверхности крупнозернистого сплава AZ31. Форма отпечатка зависит от ориентации зерна, на котором расположен отпечаток.

Отпечатки индентора на поверхности SPD образцов имели форму, близкую к пирамидальной (рис. 1), в то время как форма отпечатков на поверхности SC образцов часто была несимметричной и изменялась по образцу в зависимости от конкретного места индентирования (рис. 2). Такая сложная форма отпечатков характерна для ГПУ монокристаллов [14] и связана с сильной анизотропией кристаллической решетки. Значительное уменьшение размера зерна при РКУП делает материал структурно более изотропным, поэтому форма отпечатков в случае ультрамелкозернистого сплава была ближе к правильной, пирамидальной. Тем не менее наблюдалось небольшое различие в длинах диагоналей. Вычисленные по разным диагоналям значения микротвердости могли отличаться на 4–7%.

3. Результаты экспериментов и обсуждение

3.1. Фазовая неоднородность SPD сплава AZ31

На рис. 1 показана микрофотография полированной поверхности SPD образца сплава AZ31. На фоне основной фазы хорошо просматривается более темный участок второй фазы. Размеры участков «темной» фазы в образце составляли не более 10–20 мкм в поперечнике. Это могут быть частички интерметаллической β-фазы $Mg_{17}Al_{12}$ [15,16]. Зависимости от нагрузки длины диагонали отпечатков индентора на основной и «темной» фазах приведены на рис. 3. Величина микротвердости «темной» фазы примерно в три раза выше микротвердости основной фазы. Нам не удалось наблюдать с помощью оптического микроскопа более мелкие (1–2 мкм) преципитаты Mn_5Al_8 , которые, по-

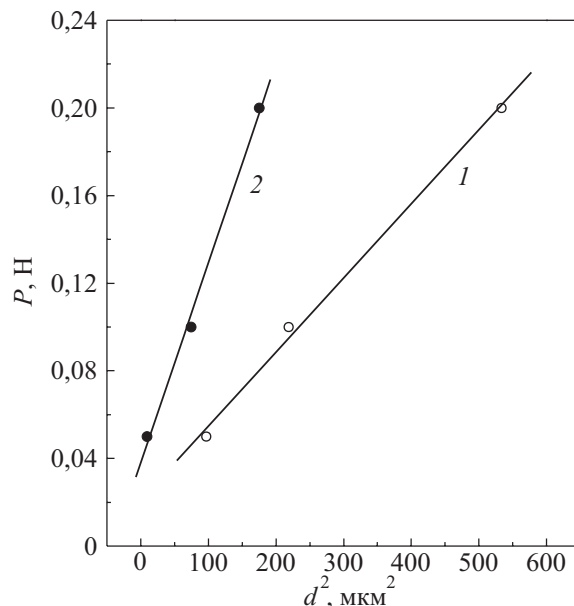


Рис. 3. Зависимости квадрата диагонали отпечатка от нагрузки на индентор для основной (1) и «темной» (2) фазы ультрамелкозернистого сплава AZ31. Наклон прямых пропорционален величине микротвердости.

видимому, также присутствуют в сплаве AZ31 [16]. Отметим, что наличие мелких зерен второй фазы оказывает влияние на микротвердость только при малых нагрузках на индентор, когда отпечаток полностью расположен внутри «темного» зерна. При больших нагрузках наличие «темной» фазы на среднем значении микротвердости практически не отражается.

3.2. Микротвердость SC и SPD образцов

Представление о средних величинах микротвердости SC и SPD сплава при комнатной температуре дает рис. 4, кривые 1 и 2. Видно, что, несмотря на значи-

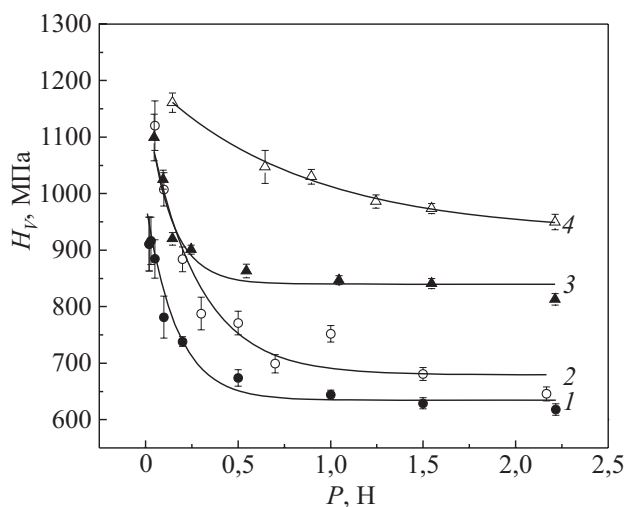


Рис. 4. Зависимости микротвердости от нагрузки на индентор для крупнозернистого SC (1 — 295 К) и ультрамелкозернистого SPD (2 — 295 К, 3 — 145 К, 4 — 77 К) и) образцов при разных температурах.

тельное различие среднего размера зерен — 250 мкм и 2,5 мкм, значения микротвердости SC и SPD образцов близки и при больших нагрузках на индентор равны примерно 650 МПа. Результат достаточно необычный, поскольку, как правило, измельчение зерна приводит к существенному упрочнению, согласно закону Холла–Петча. Причиной такого поведения сплава AZ31 является, по-видимому, формирование в процессе РКУП текстуры, благоприятной для легкого скольжения [11,17,18].

Для изучения однородности микроструктуры сплава AZ31 измеряли зависимости микротвердости образцов от нагрузки на индентор, т.е. от глубины проникновения индентора, и от координаты в плоскости индентирования. При этом в качестве плоскостей индентирования были выбраны две плоскости: плоскость, содержащая направление экструзии, и плоскость, перпендикулярная этому направлению (торец заготовки, прошедшей обработку РКУП). Для образцов, деформированных растяжением в интервале температур 4,2–295 К, получали зависимости микротвердости от координаты вдоль оси образца, которая совпадает с осью экструзии.

3.2.1. Зависимость микротвердости от нагрузки.

На рис. 4 видно, что, начиная с нагрузки 0,7 Н, микротвердость при температурах 295 и 145 К остается практически постоянной для обоих типов образцов. Для SPD образцов зависимость $H_V(P)$ при $T = 77$ К ослабевает лишь при $P > 1,5$ Н. Увеличение микротвердости при понижении нагрузки характерно для большинства материалов. Такое поведение, известное в литературе как размерный эффект при индентировании (ISE), является предметом отдельных теоретических и экспериментальных исследований [19]. В данной работе мы используем графики рис. 4 только с целью определения оптимальной нагрузки на индентор, начиная с ко-

торой измеренные значения $H_V(P) \approx \text{const}$. Эти значения отражают истинную величину микротвердости в объеме материала при заданных условиях, таких как структура образца, подготовка поверхности для измерений, температура. В качестве таковой была выбрана нагрузка $P \geq 0,7$ Н в измерениях при комнатной температуре и максимальная нагрузка $P = 2,2$ Н при измерении температурной зависимости микротвердости.

3.2.2. Зависимость микротвердости от координаты индентирования.

На рис. 5 представлены данные по зависимости микротвердости сплава AZ31 от координаты, полученные при индентировании четырех граней заготовки, подвергнутой термомеханической обработке для формирования ультрамелкозернистого состояния. Ребра заготовки параллельны оси экструзии вдоль координаты z , а направления координат x и y лежат в плоскости, перпендикулярной этой оси. Видно, что для каждой грани образца характерно наличие систематической зависимости микротвердости от координаты. Изменение H_V в пределах одной плоскости индентирования вдоль направления x или y составляло примерно 10 % при разбросе значений относительно средней линии до 15 %. При переходе от одной грани к другой по периметру $x \rightarrow y \rightarrow x \rightarrow y$, как показано на схеме рис. 5, отмечается небольшое скачкообразное снижение H_V . Причины такого поведения микротвердости в зависимости от координаты кроются, по-видимому, в микроструктуре (текстуре), которая формируется в образце при окончательной обработке РКУП. Отметим, однако, что неоднородность микротвердости после РКУП наблюдалась и в Al [20,21], где текстура выражена гораздо слабее.

Подобные зависимости микротвердости от координаты индентирования и разбросы значений H_V наблюдались и при измерениях на торцевом срезе заготовки

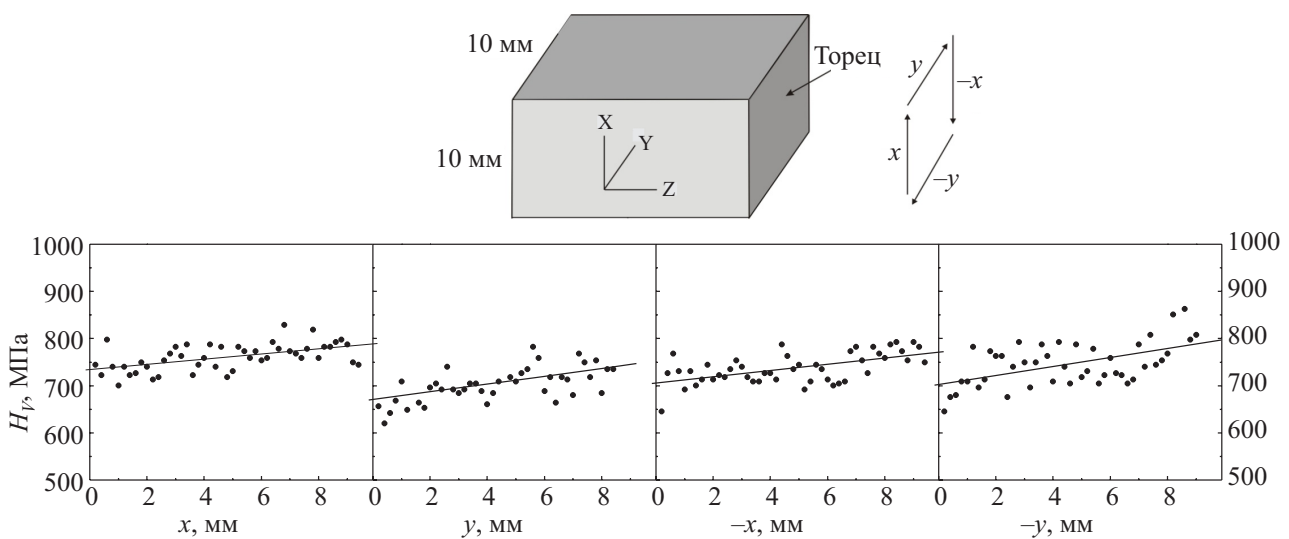


Рис. 5. Зависимость микротвердости SPD образца от координаты индентирования в двух взаимно перпендикулярных плоскостях xz и yz , содержащих направление экструзии z , как показано на рисунке сверху. Схема справа — последовательность измерений микротвердости по периметру заготовки. Нагрузка на индентор 1 Н.

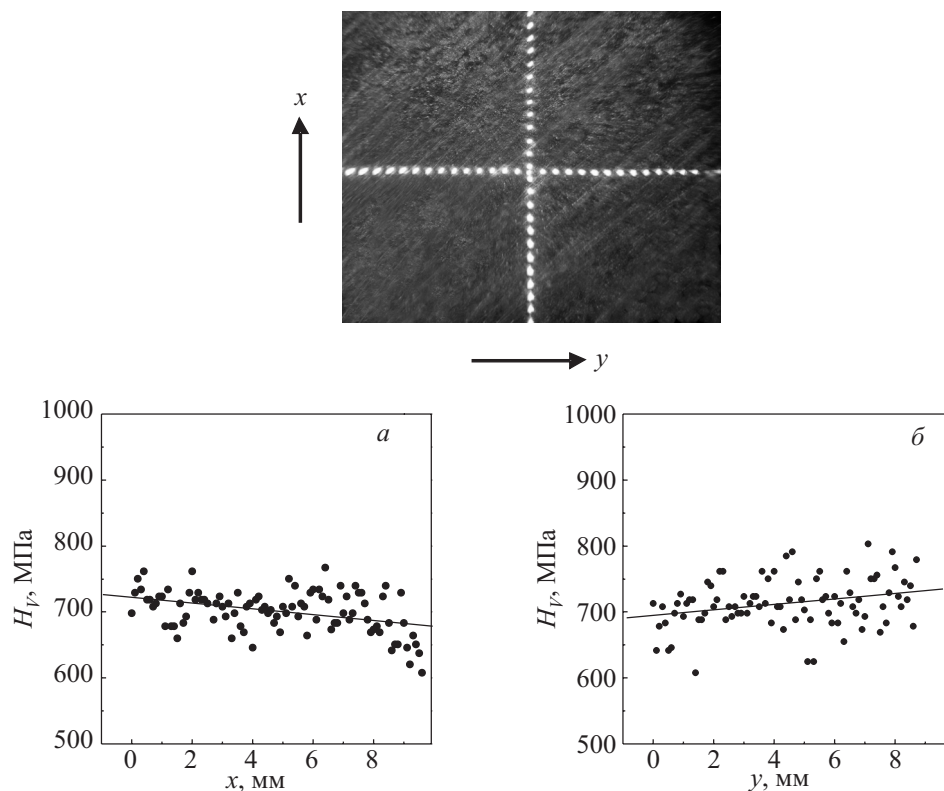


Рис. 6. Зависимость микротвердости ультрамелкозернистого SPD образца от координаты индентирования на плоскости xy (то же, см. рис. 5). Вверху — отпечатки индентора вдоль осей x и y при нагрузке 0,7 Н. Расстояние между отпечатками 100 мкм.

(рис. 6). Средняя величина микротвердости на плоскостях, параллельных оси экструзии, примерно на 7% больше, чем на торце. Эти особенности, очевидно, обусловлены характером созданной текстуры.

Из приведенных данных можно сделать вывод, что в результате вышеописанной термомеханической обработки сформирована, в макроскопическом смысле, достаточно однородная микроструктура сплава AZ31, а степень ее однородности характеризуют разбросы величины микротвердости и слабые систематические зависимости микротвердости от координаты индентирования.

3.3. Микротвердость деформированных образцов

В экспериментах по растяжению с постоянной скоростью пластическое течение образцов AZ31 происходит со значительным деформационным упрочнением, причем коэффициент упрочнения увеличивается с понижением температуры [12]. Представляет интерес проследить, как это упрочнение отражается на величине микротвердости, особенно в образцах SPD, приготовленных из сильно деформированного в процессе термомеханической обработки сплава. Метод микроиндентирования, как локальный метод исследования, позволяет измерить изменение H_V вдоль всего образца от недеформированной части в области лопаточки до места разрушения.

Результаты измерений на образцах SC и SPD, деформированных при разных температурах, показаны на рис. 7. Наименьшие значения микротвердости соответствуют лопаточкам, где деформация отсутствует. В рабочей части наблюдалось возрастание микротвердости. Сопоставление данных для SC и SPD образцов показывает, что в первом случае (рис. 7,а) микротвердость SC возрастает плавно, а максимальное увеличение среднего значения H_V не превосходит 10–15%. На SPD образцах увеличение микротвердости происходит достаточно резко и захватывает даже область плечиков лопаточки. Увеличение микротвердости достигает 30%. Отметим также, что на SPD образце, деформированном при температуре 4,4 К, распределение деформации по образцу, судя по зависимости микротвердости от координаты, было более однородным, чем в образце, деформированном при $T = 250$ К. В первом случае увеличение микротвердости одинаково на всей рабочей части вплоть до места разрушения, а в последнем деформация, очевидно, существенно локализована и сосредоточена вблизи места разрыва. Локализация деформации проявилась в несколько большем увеличении микротвердости в месте разрыва по сравнению с образцом, деформированном при температуре 4,4 К.

Одной из причин повышения микротвердости деформированных образцов, даже тех, которые предварительно прошли довольно жесткую термомеханиче-

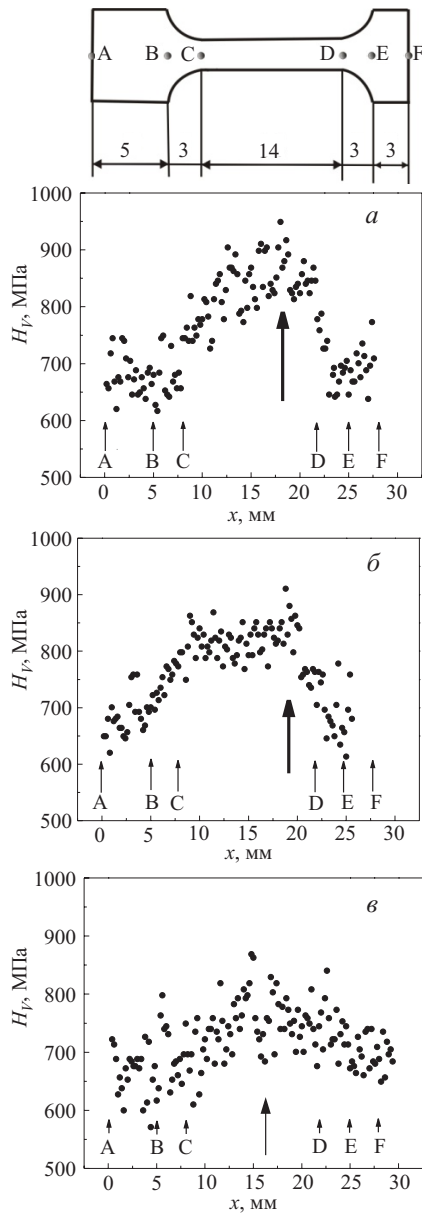


Рис. 7. Изменение микротвердости вдоль длины крупно-SC и ультрамелкозернистых SPD образцов сплава AZ31, деформированных при разных температурах: а) образец SPD, $T_{\text{def}} = 250$ К, б) образец SPD, $T_{\text{def}} = 4,4$ К, в) образец SC, $T_{\text{def}} = 295$ К. Жирные стрелки указывают на место разрушения образца. Координаты на образце, соответствующие точкам А, В, С, D, Е, F, показаны на верхнем рисунке, изображающем образец. Нагрузка на индентор 1 Н.

скую обработку и заведомо имеют сильно искаженную кристаллическую решетку, может быть изменение характера текстуры, которое, предположительно, заключается в уменьшении угла между плоскостями базиса и осью растяжения. Поскольку в кристаллах Mg модуль Юнга максимален в направлении оси c и, соответственно, плоскости базиса отличаются максимальным сопротивлением микровдавливанию, то приближение плоскости базиса к плоскости индентирования по мере

растяжения образца, естественно, должно сопровождаться увеличением микротвердости. К этому же будет приводить и уменьшение сдвиговой компоненты напряжения в системе легкого скольжения в деформированном образце.

3.4. Температурная зависимость микротвердости

Температурные зависимости микротвердости, полученные в интервале 77–295 К для SPD и SC образцов, показаны на рис. 8. Обратим внимание на то, что во всем температурном интервале микротвердость крупнозернистого SC образца близка к микротвердости SPD образца, измеренной при индентировании плоскости торца. Несколько более высокие значения были получены для SPD образца при индентировании плоскости, параллельной оси экструзии. При понижении температуры от комнатной до температуры жидкого азота рост микротвердости составил 35–40 %. Это указывает на термоактивированный характер пластического течения материала под индентором. Оценим величину активационного объема, который характеризует процесс пластического течения материала под действием локальной силы, в предположении линейной зависимости энергии активации движения дислокаций от напряжения по формуле [22]:

$$H_V^* = \beta \left[\frac{H_0}{\gamma} - \frac{kT}{\gamma} \ln m \right],$$

здесь H_V^* — эффективная компонента микротвердости, характеризующая сопротивление материала микровдавливанию, H_0 — энергия активации процесса

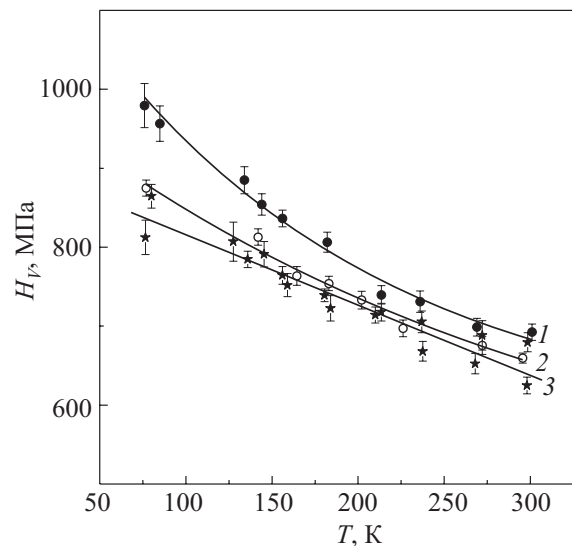


Рис. 8. Зависимости микротвердости сплава AZ31 от температуры. Нагрузка на индентор $P = 2,2$ Н, время нагружения $t = 10$ с. 1 и 2 — ультрамелкозернистые SPD образцы (1 — плоскость индентирования параллельна оси экструзии, 2 — плоскость индентирования перпендикулярна оси экструзии). 3 — крупнозернистый SC образец.

деформации в отсутствие внешнего напряжения (высота потенциального барьера), γ — активационный объем, $\beta \approx 6$ — множитель, включающий в себя фактор Шмида и коэффициент пропорциональности между величиной микротвердости и значением предела текучести, m — отношение предэкспоненциального множителя в соотношении Аррениуса к скорости пластической деформации, $\ln m \approx 20$ [22]. По данным рис. 8 (кривая 3 для крупнокристаллического SC сплава), оценка дает $\gamma \approx 1,8 \cdot 10^{-27} \text{ м}^3$ или $55 b^3$ в случае характерного для магния базисного скольжения ($b = 3,21 \cdot 10^{-10} \text{ м}$ — вектор Бюргерса дислокации). Вычисление высоты потенциального барьера H_0 затруднительно, поскольку не известна величина эффективной компоненты микротвердости, зависящая от скорости внедрения индентора и температуры. Для ультрамелкозернистого сплава зависимости $H_V(T)$ нелинейны, так что воспользоваться записанной выше формулой для вычисления активационного объема в этом случае нельзя. Однако на рис. 8 видно, что он по величине того же порядка, что и для SC сплава. Эти значения согласуются и с данными, полученными измерениями скачков напряжения при изменениях скорости деформации [23]. Такие значения активационного объема характерны для механизма пластического течения, контролируемого взаимодействием дислокаций с локальными дефектами — дислокациями леса или, что более вероятно в данном случае, с примесными барьерами.

Выводы

Согласно данным оптической микроскопии, сплав AZ31 не однофазный: на фоне основной фазы хорошо выделялись небольшие островки второй более «темной» фазы, поперечный размер которых составлял не более 10–20 мкм. Микротвердость второй фазы почти в три раза больше микротвердости основной фазы. Вторая фаза предположительно представляет собой $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$.

Методом микроиндентирования показано, что микроструктура SPD образцов, сформированная в результате многостадийной термомеханической обработки с завершающим четырехпроходным РКУП по маршруту V_c , достаточно однородна. Наличие текстуры, обусловленной РКУП, проявилось в меньшем среднем значении микротвердости на плоскости, перпендикулярной оси экструзии, по сравнению с измерениями на плоскости, содержащей данную ось, и в некоторой зависимости микротвердости от координаты индентирования по периметру заготовки.

Величина микротвердости ультрамелкозернистых SPD образцов близка к микротвердости исходного SC крупнозернистого сплава. Причина, по-видимому, состоит в формировании особой текстуры в процессе термомеханической обработки, включающей РКУП,

когда плоскость базиса ориентируется под углом 45° к оси экструзии, что благоприятно для протекания легкого скольжения.

При понижении температуры от 295 до 77 К микротвердость сплава AZ31 практически независимо от структурного состояния возросла примерно на 40%, что свидетельствует о термоактивированном характере пластического течения материала под индентором. Сопrotивление микровдавливанию, по-видимому, обусловлено взаимодействием скользящих базисных дислокаций с локальными дефектами примесной природы.

Авторы благодарны Н.В. Исаеву за полезную дискуссию и ценные замечания

1. M. Mabuchi, H. Iwasaki, K. Yanase, and K. Higashi, *Scripta Mater.* **36**, 681 (1997).
2. V.N. Chuvil'deev, T.G. Nieh, M.Y. Gryaznov, A.N. Sysoev, and V.I. Kopylov, *Scripta Mater.* **50**, 861 (2004).
3. W.J. Kim, S.I. Hong, Y.S. Kim, S.H. Min, H.T. Jeong, and J.D. Lee, *Acta Mater.* **51**, 3293 (2003).
4. Y. Yoshida, K. Arai, S. Roh, S. Kamado, and Y. Kojima, *Mater. Trans.* **45**, 2537 (2004).
5. S.C. Baik, Y. Estrin, H.S. Kim, and R.J. Hellmig, *Mater. Sci. Eng.* **A351**, 86 (2003).
6. Saiyi Li, I.J. Beyerlein, C.T. Necker, D.J. Alexander, and M. Bourke, *Acta Mater.* **52**, 4859 (2004).
7. Wei Wei, A.V. Nagasekhar, Guang Chen, Yip Tick-Hon, and Kun Xia Wei, *Scripta Mater.* **54**, 1865 (2006).
8. Ю.З. Эстрин, Л.С. Фоменко, С.В. Лубенец, С.Э. Шумилин, В.В. Пустовалов, *ФНТ* **34**, 975 (2008) [*Low Temp. Phys.* **34**, 771 (2008)].
9. Z. Zúberová, L. Kunz, T.T. Lamark, Y. Estrin, and M. Janaček, *Metal. Mater. Trans.* **38A**, 1934 (2007).
10. T. Mukai, M. Yamanoi, H. Watanabe, and K. Higashi, *Scripta Mater.* **45**, 89 (2001).
11. Y. Estrin, S.B. Yi, H.-G. Brokmeier, Z. Zúberová, S.C. Yoon, H.S. Kim, and R.J. Hellmig, *Int. J. Mater. Res.* **99**, 50 (2008).
12. Ю.З. Эстрин, П.А. Забродин, И.С. Брауде, Т.В. Григорова, Н.В. Исаев, В.В. Пустовалов, В. С. Фоменко, С.Э. Шумилин, *ФНТ* **36**, 1363 (2010) [*Low Temp. Phys.* **36**, 1100 (2010)].
13. Б.Я. Фарбер, Н.С. Сидоров, В.И. Кулаков, Ю.А. Иунин, А.Н. Изотов, Г.А. Емельченко, В.С. Бобров, Л.С. Фоменко, В.Д. Нацик, С.В. Лубенец, *Сверхпроводимость* **4**, 2393 (1991).
14. В.К. Григорович. *Твердость и микротвердость металлов*, Наука, Москва (1976).
15. R. Lapovok, Y. Estrin, M.V. Popov, S. Rundel, and T. Williams, *J. Mater. Sci.* **43**, 7372 (2008).
16. R. Lapovok, T. Williams, and Y. Estrin, *Int. Mat. Res.* **100**, 1 (2009).
17. S. Suwas, G. Gottstainn, and R. Kumar, *Mater. Sci. Eng.* **A471**, 1 (2007).

18. S.R. Agnew, T.M. Lillo, J. Macheret, G.M. Stoica, L. Chen, Y. Lu, D. Fielden, and P.K. Liaw, in: J. Hryn (Ed.), *Magnesium Technology*, Publication of Minerals, Metals & Materials Society (2001), p. 243.
19. H.-J. Weiss, *Phys. Status Solidi* **A99**, 491 (1987).
20. C. Urbani, M. Larroque, M. Vargas, and S. Lathabai, *Revista Matéria* **15**, 265 (2010).
21. C. Xu, M. Furukawa, Z. Horita, and T.G. Langdon, *Mater. Sci. Eng.* **A398**, 66 (2005).
22. В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов, *Физические основы прочности тугоплавких металлов*, Наукова Думка, Киев (1975).
23. Z. Zúberová, I. Sabirov, and Y. Estrin, *Kovove Materialy* (in press).

Structure homogeneity and low-temperature micromechanical properties of ultrafine-grained magnesium alloy AZ31

Y.Z. Estrin, L.S. Fomenko, S.V. Lubenets,
and A.V. Rusakova

The degree of microstructure homogeneity for an ultrafine-grained (UFG) AZ31 magnesium alloy obtained by special thermomechanical treatment including four passes of equal-channel angular pressing (ECAP, Route B_c) was studied by the microindentation method. The defect structure of the UFG alloy

was found to be reasonably homogeneous. The texture associated with ECAP results in lower values of microhardness measured on the plane normal to the extrusion axis as compared to those on a plane containing the axis, and also in some dependence of microhardness on the location of the indent on the billet surface. The microhardness of the initial coarse grained alloy was close to that of the UFG samples measured on the plane normal to the extrusion axis. The tensile straining of samples in a wide temperature range of 4.2–295 K causes microhardness in the area of the neck to increase by more than 30%. The temperature dependence of microhardness in the interval of 77–295 K provides evidence for the thermally activated character of plastic deformation of alloy AZ31. The mechanism of deformation of the ECAP alloy is supposed to be the interaction of mobile dislocations with local obstacles, most probably associated with solutes.

PACS: 81.40.Ef Cold working, work hardening; annealing, post-deformation annealing, quenching, tempering recovery, and crystallization;
62.20.Qp Friction, tribology, and hardness;
68.35.Gy Mechanical properties; surface strains.

Keywords: ultrafine-grained AZ31 alloy, structure homogeneity, low-temperature microhardness