



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 3, 2015

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<http://vestnik.pstu.ru/mechanics/about/inf/>



DOI: 10.15593/perm.mech/2015.3.10

УДК 539.3

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА СЕТОК ПРИ ИЗУЧЕНИИ ПРОЦЕССОВ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Н.Е. Скрябина¹, В.Н. Аптуков¹, П.В. Романов¹, Д. Фрушар²

¹ Пермский государственный национальный исследовательский университет, Пермь, Россия

² Институт Нееля, Гренобль, Франция

О СТАТЬЕ

Получена: 7 мая 2015 г.

Принята: 17 июня 2015 г.

Опубликована: 30 сентября 2015 г.

Ключевые слова:

равноканальное угловое прессование, магниевые сплавы, метод сеток, анализ деформаций, температура

АННОТАЦИЯ

Оптимальной формой хранения водорода с точки зрения эффективности и безопасности являются гидриды металлов. Среди перспективных материалов для реализации такого подхода особого внимания заслуживают магний и сплавы на его основе, которые способны обратимо поглощать водород в количестве, удовлетворяющем требованию DOE. Подготовка материалов для насыщения водородом сводится к измельчению его структуры путем интенсивной пластической деформации, что позволяет значительно улучшить кинетику реакции за счет увеличения удельной доли поверхностей раздела в образце. Для магниевых сплавов повышения сорбционных характеристик можно достичь, используя равноканальное угловое прессование (РКУП). В ходе операции РКУП происходит изменение микроstructures, которое сопровождается образованием ярко выраженной текстуры.

Оптимизация свойств материала в процессе операции РКУП заключается в следующем: формирование ультрамелкозернистой структуры с большим количеством большеугловых границ зерен (именно в этом случае качественно изменяются свойства материалов), обеспечение однородности свойств по всему объему образца, что особенно существенно для последующего насыщения водородом полученной заготовки. Поскольку в большинстве случаев деформация РКУП должна применяться два и более раз, для повышения реакционной способности материала необходимо регулировать также и температуру деформации, чтобы избежать необратимого растрескивания образца.

Анализ деформаций, полученных образцом после операции РКУП, проводится различными способами: инженерные оценки, численное моделирование, экспериментальные методы. В данной статье при изучении характера деформирования образца использовали метод сеток.

© ПНИПУ

© Скрябина Наталья Евгеньевна – доктор физико-математических наук, профессор, e-mail: natskryabina@mail.ru

Аптуков Валерий Нагимович – доктор технических наук, профессор, e-mail: aptukov@psu.ru

Романов Петр Владимирович – аспирант, e-mail: petr_rom@yahoo.com

Фрушар Даниель – руководитель подразделения MCMF Института Нееля, e-mail: daniel.fruchart@neel.cnrs.fr

Nataliya E. Skryabina – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, e-mail: natskryabina@mail.ru

Valery N. Aptukov – Doctor of Technical Sciences, Professor, e-mail: aptukov@psu.ru

Petr V. Romanov – Doctoral Student, e-mail: petr_rom@yahoo.com

Daniel Fruchart – Research Director at Department of MCMF, Institut Néel, e-mail: daniel.fruchart@neel.cnrs.fr

A GRID METHOD QUANTIFYING DEFORMED MG-ALLOYS BY EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING

N.E. Skryabina¹, V.N. Aptukov¹, P.V. Romanov¹, D. Fruchart²

¹ Perm State University, Perm, Russian Federation

² Institut Néel, Grenoble, France

ARTICLE INFO

Received: 7 May 2015
Accepted: 17 June 2015
Published: 30 September 2015

Keywords:

equal-channel angular pressing,
magnesium alloys,
a grid method,
the deformation analysis,
temperature

ABSTRACT

Among the optimum solutions for hydrogen storage in terms of effectiveness and safety are metal hydrides. Magnesium and its alloys can reversibly absorb hydrogen in large amounts, so fulfilling the DOE's requirements and making those materials attractive for applications.

At first, determining a fast hydrogen saturation of Mg-based alloys was consisted in grinding the materials up to micrometric grain size. Increasing markedly the specific surface of the treated powders by plastic deformation processing leads to delivering very reactive samples. As well, huge improvement of H-sorption characteristics of bulk Mg-alloys was shown to be efficient under Equal Channel Angular Pressing (ECAP) treatments. During such a Severe Deformation Process, achievement of a fine grained microstructure in bulk samples is accompanied by the formation of defects and overall texture.

The main achievements expected from the application of ECAP treatments to Mg-rich alloys are:

- formation of ultra-fine microstructures with high angle boundaries, which especially drastically changes the mechanical characteristics of the alloy,
- volume homogenization of the microstructure for the best final stability of the hydrogenation properties of the refined material.

Since in most cases a two or even more ECAP passes should be applied to deliver the highly reacting materials, the operating temperature must be adjusted in terms of ductile to fragile characteristics in order to avoid irreversible cracking of the bulk sample.

After the application of the ECAP process, the resulting deformation was characterized using different methods such as conventional structural analysis and mechanical engineering followed by numerical simulations. The present article reports on the deformation process of Mg-based by using a grid evaluation method.

© PNRPU

Введение

Использование водорода как энергоносителя позволяет создавать замкнутую систему отложенного потребления и сбережения энергии, извлекаемой из альтернативных источников (солнца, ветра и др.), кроме того, водород высокой степени чистоты – востребованный продукт химической промышленности. Именно поэтому разработка элементов для возобновляемого хранения и транспортировки водорода представляется необходимой и востребованной. Традиционно водород принято хранить в жидком или газообразном состоянии. Однако рекордно высокие к.п.д. рабочего элемента (~ 80 %), объемная плотность (150 кг/м³) и степень чистоты (> 99,999 об. %) запасенного водорода одновременно могут быть достигнуты при его накоплении в виде гидридов металлов и сплавов. Среди них гидрид магния (MgH₂) – одно из немногих соединений, которое удовлетворяет нормам, предусмотренным крупнейшими водородными программами для возобновляемых систем хранения энергии [1].

Кинетика образования гидрида магния ограничена несколькими факторами. Основной фактор обусловлен низкой скоростью диффузии водорода в гидридной фазе. Зародыши, которые формируются на поверхности образца уже при содержании водорода в магнии $x_H < 0,2$ ат. % [2], по мере увеличения своих размеров перекрываются и практически блокируют доступ водорода в глубь материала. Из-за этого объемные металлические заготовки металла не могут быть полностью трансформированы в гидрид. Для реа-

лизации этой потребности необходимо механически измельчить магний в порошок либо (в зависимости от конкретного приложения) изготовить образцы магния в виде фольги или тонкой пленки.

Позитивную роль дефектов и наличия внутренних напряжений в улучшении кинетики сорбции/десорбции водорода продемонстрировали авторы исследования [3], где доказали преимущество магния после механического измельчения перед магнием, полученным осаждением из газовой фазы, порошинки которого имеют почти идеальную сферическую форму и ровную бездефектную поверхность.

Мелкодисперсная структура магния может быть создана при помощи простых и экономичных способов интенсивной пластической деформации, например за счет равноканального углового прессования. В процессе реализации РКУП заготовка проходит через матрицу, состоящую из двух каналов, пересекающихся под углом Φ (как правило, значение угла Φ соответствует 90, 105 и 120 градусам и изменяется в зависимости от степени пластичности материала) [4]. В общем случае напряженное состояние материала зависит от угла пересечения каналов, величины приложенного давления, трения, наличия встречного давления. Так как размеры заготовки в поперечном сечении не изменяются, деформация может производиться многократно с целью достижения исключительно высоких ее степеней (порядка нескольких единиц).

В определенных условиях деформация РКУП магния может приводить к разрушению деформируемой заготовки. Эта особенность и предоставляет определенную перспективу для подготовки материала для последующего насыщения водородом. Даже если в процессе деформации РКУП произошло лишь частичное нарушение сплошности заготовки, то последующий высокоэнергетический размол в планетарной мельнице будет сопровождаться значительным сокращением временных затрат на формирование в материале структурного состояния, склонного к высокому обратимому содержанию водорода. Поэтому условия и схема деформации РКУП должны способствовать не только увеличению протяженности в материале межзеренных и субзеренных границ, но и создавать максимально возможный уровень микронапряжений в материале при одновременном исчерпании склонности к пластическому течению.

Необходимо учитывать, что в процессе реализации РКУП, в зависимости от условий деформации (особенно температуры нагрева матрицы), формирование микроструктуры происходит за счет пластической деформации и в ряде случаев рекристаллизации (динамической рекристаллизации) [5–7].

В первом случае активную роль играет дислокационная структура и двойникование: происходит скольжение дислокаций, увеличение их плотности, перегруппировка с образованием малоугловых границ, которые за счет перестройки своей структуры и частичной аннигиляции аккумулируемых дислокаций превращаются в высокоугловые по мере увеличения степени деформации. Во втором случае измельчение зерен является следствием рекристаллизации. Если миграция границ рекристаллизованного зерна в деформированную матрицу затруднена, то дальнейшая эволюция микроструктуры ограничивается увеличением разориентации между рекристаллизованными зернами и окружающей матрицей [8].

Известно, что появление и накопление новых рекристаллизованных зерен в структуре магния приводит к увеличению запаса пластичности материала. В контексте необходимости измельчения микроструктуры этот факт не может не сказаться негативным образом на понижении размеров структурных элементов [9]. Вместе с тем проведенный нами

анализ результатов опубликованных исследований [10–14] показал, что температурой деформации, как правило, считают начальную температуру нагрева образца и матрицы РКУП, на пересечении каналов которой происходит пластическая деформация металла. Однако сочетание всех условий осуществления РКУП: интенсивность деформации (угол пересечения каналов), схема деформации, начальная температура деформации и скорость прохождения заготовки, могут существенно повлиять на текущую температуру образца в процессе интенсивной пластической деформации.

Особенно важным это становится при осуществлении РКУП в интервале значений, близком температуре рекристаллизации, в котором изменяется ведущий механизм формирования микроструктуры.

Вместе с тем остается открытым вопрос и о закономерностях изменения микронапряжений (или микродеформаций), знание величины которых позволило бы определиться с необходимыми и достаточными условиями для проведения деформации РКУП магния для достижения требуемого структурного состояния.

1. Материалы и методики исследования

Изучено деформирование образцов сплава AZ31 (96 % Mg, 3 % Al, 1 % Zn, вес %) после однократной операции РКУП при температуре 200 и 170 °С. Заготовки в состоянии поставки имели форму параллелепипедов размером 12×12×50 мм.

На рис. 1 показана поверхность образца до операции РКУП с нанесенной механическим образом (скальпелем) исходной сеткой с квадратной ячейкой 1,95×1,95 мм и глубиной не более 0,1 мм, не оказывающей влияния на процесс деформирования образца. Операцию РКУП осуществляли в матрице с углом сопряжения каналов 105°, скоростью движения пуансона 3 см/с.

Перед операцией РКУП поверхность образца обрабатывали специальной графитовой смазкой для уменьшения трения. Тем не менее в ходе экспериментов у части образцов сохранить нанесенную сетку не удалось.

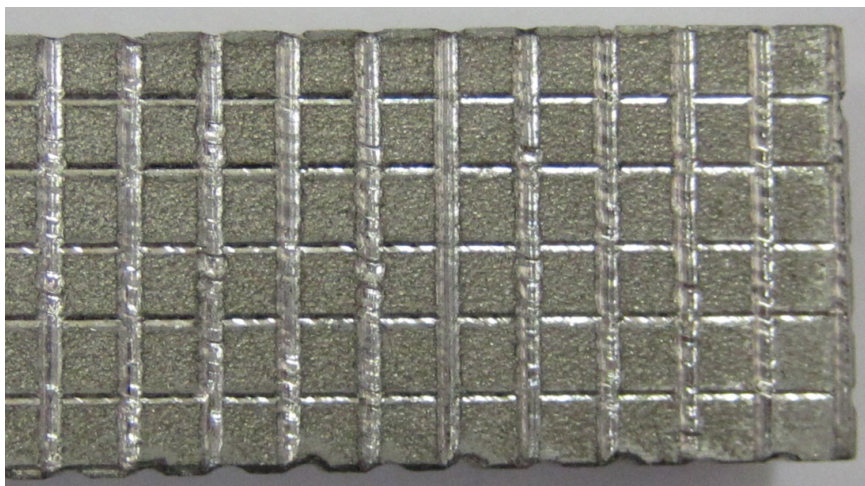


Рис. 1. Фрагмент поверхности образца с исходной сеткой

На рис. 2 показана боковая поверхность образца с деформированной сеткой после операции РКУП при начальной температуре 200 °С, а на рис. 3 – при начальной температуре 170 °С. Стрелкой показано направление движения образца.

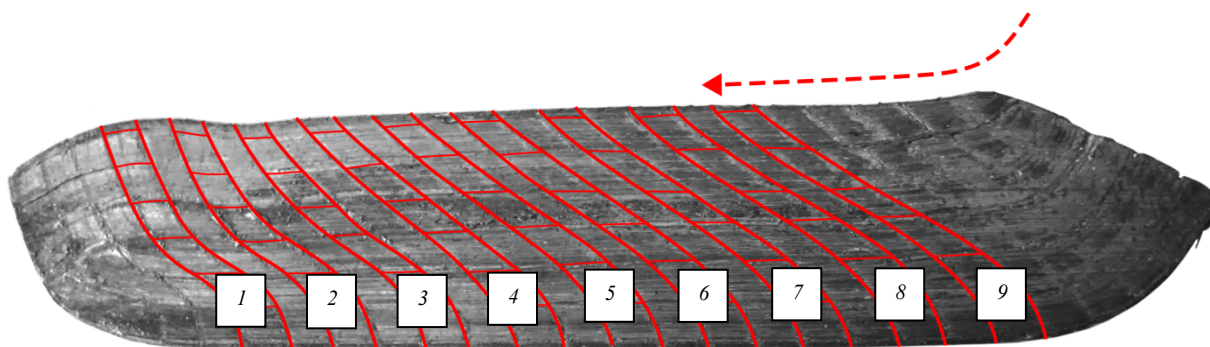


Рис. 2. Поверхность образца с деформированной сеткой ($T = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$)

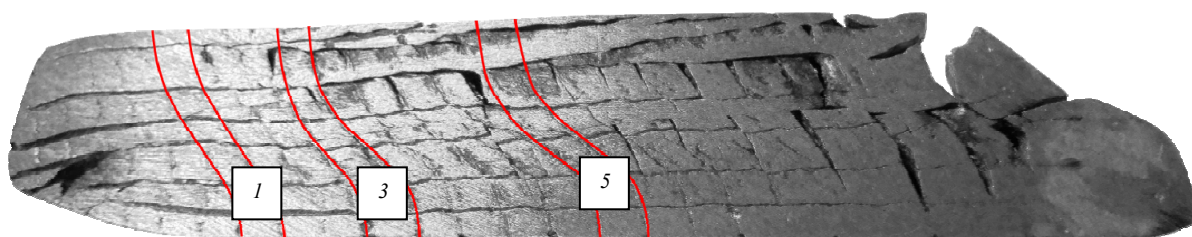


Рис. 3. Поверхность образца с деформированной сеткой ($T = 170\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Как видно из рисунков, если при начальной температуре $T = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ образец сохраняет целостность, то при температуре $T = 170\text{ }^{\circ}\text{C}$ образуется множество трещин, особенно в хвостовой и верхней части образца. В работе [15] получен следующий результат: при ортогональном РКУ-прессовании магниевого сплава Ма2-1 со скоростью 15 мм/мин, при начальной температуре образца менее $250\text{ }^{\circ}\text{C}$, происходит его растрескивание.

Направление трещин (см. рис. 3) не совпадает с направлением ребер деформированной сетки и сильно затрудняет оценку деформаций в области трещинообразования.

При определении полей перемещений и приращения деформаций использовали следующий подход. В методе делительных сеток [16] имеем исходную и деформированную сетку, «вмороженную» в материал, то есть лагранжевую сетку, деформирующуюся вместе с материалом. Пусть на n -м этапе деформирования координаты узлов элемента сетки x_k^n, y_k^n , которые на $n+1$ -м этапе деформирования переходят в координаты x_k^{n+1}, y_k^{n+1} относительно некоторой отчетной декартовой системы координат.

Рассматривается некоторая аппроксимация поля приращения перемещений $d\vec{U} = \{dU_x, dU_y\}$ относительно одного элемента сетки, с последовательным переходом поперек основного движения при операции РКУП (рис. 4) от элемента с узлами 1, 2, 3, 4 к элементу с узлами 4, 3, 5, 6.

Используем квадратичную аппроксимацию поля перемещений в выделенных ячейках:

$$\Delta U_x = A_0 + A_1x + A_2y + A_3xy, \quad \Delta U_y = B_0 + B_1x + B_2y + B_3xy, \quad (1)$$

где A_i, B_i – параметры аппроксимации; $i = \overline{0,3}$.

Координаты узлов сетки на $n+1$ -м и n -м этапе связаны следующими соотношениями:

$$x_k^{n+1} = x_k^n + \Delta U_x(x_k^n, y_k^n), \quad y_k^{n+1} = y_k^n + \Delta U_y(x_k^n, y_k^n), \quad k = \overline{1,4}. \quad (2)$$

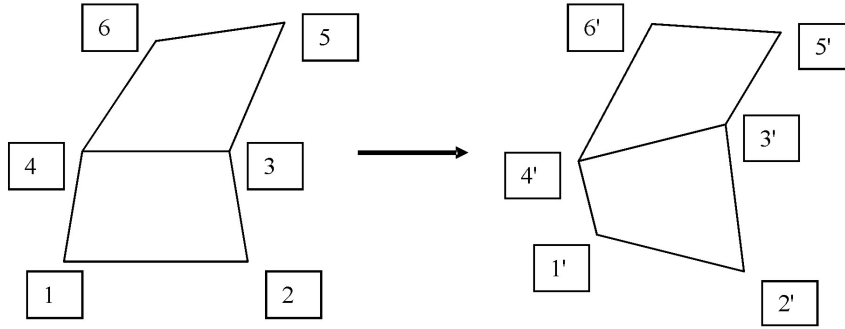


Рис. 4. Схема элементов на n -м и $n+1$ -м этапе деформирования (нумерация узлов сетки)

Соотношения (2) представляют собой две системы из 4 линейных уравнений каждая, общее количество неизвестных A_i, B_i равно восьми.

Компоненты приращения тензора конечных деформаций Альманзи внутри двух выделенных элементов при переходе от n -го к $n+1$ -му этапу вычисляются по формулам [17]

$$\Delta \varepsilon_x = \frac{\partial(\Delta U_x)}{\partial x} - \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial(\Delta U_x)}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial(\Delta U_y)}{\partial x} \right)^2 \right] = A_1 + A_3 y - \dots \quad (3)$$

$$\dots - \frac{1}{2} \left[(A_1 + A_3 y)^2 + (B_1 + B_3 y)^2 \right],$$

$$\Delta \varepsilon_y = \frac{\partial(\Delta U_y)}{\partial y} - \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial(\Delta U_x)}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial(\Delta U_y)}{\partial y} \right)^2 \right] = B_2 + B_3 x - \dots \quad (4)$$

$$\dots - \frac{1}{2} \left[(A_2 + A_3 x)^2 + (B_2 + B_3 x)^2 \right],$$

$$\Delta \varepsilon_{xy} = \frac{1}{2} \left\{ \frac{\partial(\Delta U_x)}{\partial y} + \frac{\partial(\Delta U_y)}{\partial x} - \left[\frac{\partial(\Delta U_x)}{\partial x} \frac{\partial(\Delta U_x)}{\partial y} + \frac{\partial(\Delta U_y)}{\partial x} \frac{\partial(\Delta U_y)}{\partial y} \right] \right\} = \quad (5)$$

$$= \frac{1}{2} \left\{ A_2 + A_3 x + B_1 + B_3 y - [(A_1 + A_3 y)(A_2 + A_3 x) + (B_1 + B_3 y)(B_2 + B_3 x)] \right\}.$$

Приращение интенсивности деформаций вычисляется для случая плоской деформации как

$$\Delta \varepsilon_u = \frac{2}{3} \sqrt{(\Delta \varepsilon_x)^2 + (\Delta \varepsilon_y)^2 - \Delta \varepsilon_x \Delta \varepsilon_y + 3(\Delta \varepsilon_{xy})^2}. \quad (6)$$

Обрабатывались ряды ячеек, первоначально расположенных вертикально. Каждая ячейка обрабатывалась отдельно: определялись константы аппроксимации поля перемещений путем решения системы уравнений (2), из которых следовали выражения для компонент тензора конечных деформаций (3)–(5); далее выражения, полученные для разных ячеек в одном ряду, приводились к единой системе координат.

2. Результаты и обсуждение

На рис. 5 показаны кривые распределения интенсивности деформаций по толщине образца (см. рис. 2) для рядов 1 (кривая 1), 5 (кривая 2) и 8 (кривая 3). Видно нарастание интенсивности деформации вдоль образца от передней к хвостовой части, происходящее в основном в центральной и верхней части образца. Максимальный уровень интенсивности деформаций поперек образца достигается в центральной области. Наибольшая немонотонность наблюдается в передней части образца. Основной вклад в интенсивность деформации вносят поперечная деформация образца ε_y и деформация сдвига ε_{xy} . Следует отметить, что неравномерность распределения деформаций по сечению образца после операции РКУП отмечается многими исследователями, например [18].

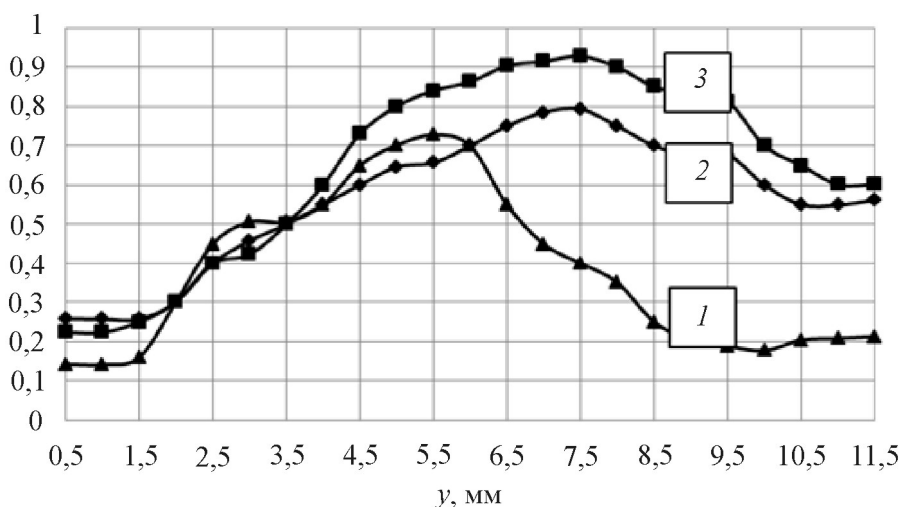


Рис. 5. Распределение интенсивности деформаций ε_u по высоте образца, $T = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$

Средняя величина достигнутой интенсивности деформаций (см. рис. 5) соответствует теоретическим оценкам [19], где $\varepsilon_u = 78\%$ (для угла сопряжения 105°).

Поперечная деформация образца ε_y отрицательна, в средней и верхней части достигает $-90\% \dots -45\%$, в нижней части $-30\% \dots -15\%$.

Деформация ячеек вдоль оси образца в его средней и хвостовой части ε_x положительна, находится в диапазоне $0-10\%$, в передней верхней части образца наблюдается сжатие до -30% .

Таким образом, проходя область сопряжения каналов, образец затормаживается – ячейки в передней части образца сжимаются вдоль направления движения. Основная часть образца (центральная и задняя) испытывает сильную поперечную деформацию сжатия и сдвига.

На рис. 6 представлено поле интенсивности деформаций на части поверхности образца, построенное по экспериментальным данным для отдельных рядов. Сильная неравномерность свидетельствует о соответствующей неравномерности структуры образца, получаемой с помощью операции РКУП.

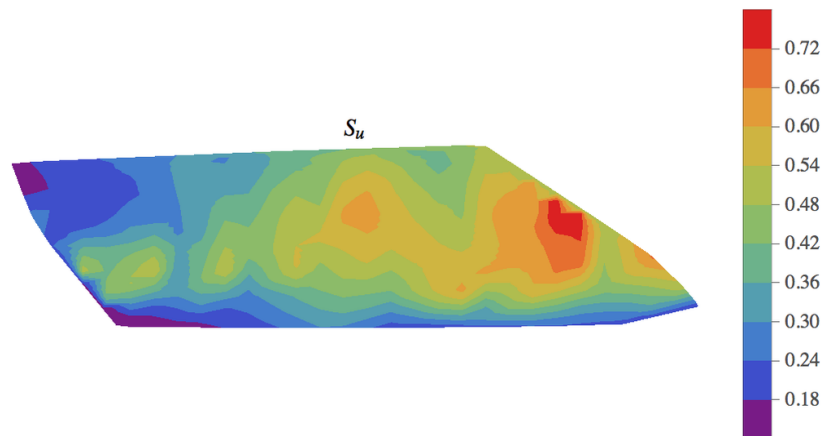


Рис. 6. Поле интенсивности деформаций на части поверхности образца, $T = 200\text{ °C}$

На рис. 7 приведены кривые распределения интенсивности деформаций поперек образца с трещинами (см. рис. 3) для трех выделенных рядов ячеек 1 (кривая 1), 3 (кривая 2) и 5 (кривая 3). В большей части образца величина интенсивности деформаций находится в диапазоне 30–40 %, а в центральной части достигает 75 %.

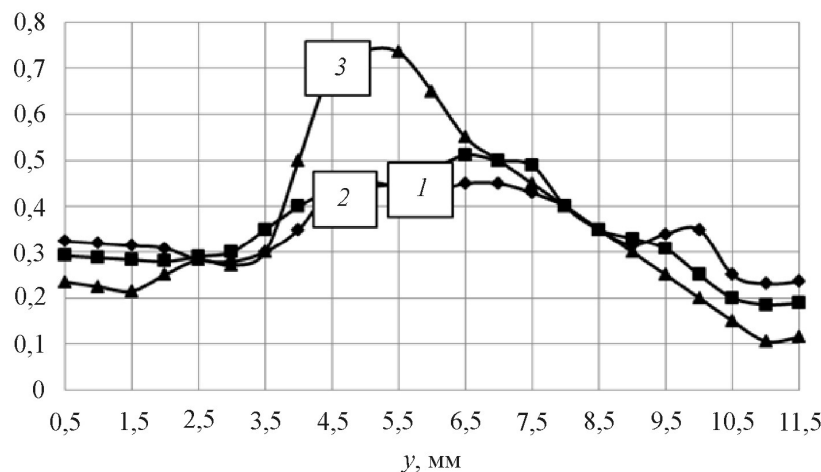


Рис. 7. Распределение интенсивности деформаций ϵ_u по высоте образца, $T = 170\text{ °C}$

При образовании трещин происходит разгрузка некоторых областей образца, что ограничивает рост деформаций и приводит к еще более их неравномерному распределению по сечению образца по сравнению с деформированием при температуре 200 °C . Процесс трещинообразования связан, в свою очередь, со значением предельной деформации (удлинение при разрыве δ , %), контролируемой первоначальной температурой образца. По данным [20], при увеличении температуры на 50 °C удлинение при разрыве магниевого сплава увеличивается на 25–30 %. Как и для температуры 200 °C (см. рис. 5), основной вклад в интенсивность деформации вносят деформации сдвига.

Таким образом, начальная температура образца имеет значение для достижения определенной степени накопленной деформации. Целью проводимой операции РКУП является получение максимальной однородной деформации (интенсивности деформаций сдвига) в образце при отсутствии трещин.

Оценим рост температуры образца в ходе интенсивного пластического деформирования. Закон сохранения энергии в адиабатическом приближении (уравнение притока тепла) имеет вид [21]

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = k_T W, \quad (7)$$

где T – температура; ρ – плотность; c – удельная теплоемкость; W – работа пластического деформирования материала в единицу времени; k_T – коэффициент, определяющий долю мощности пластического деформирования преобразованной во внутренний тепловой источник.

В терминах приращений (при условии постоянства плотности и удельной теплоемкости) соотношение для изменения температуры имеет вид

$$\rho c \Delta T = k_T \Delta W = k_T \int \sigma_u d\varepsilon_u, \quad (8)$$

где $\sigma_u = \left(\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij} \right)^{1/2}$ – интенсивность напряжений; $\varepsilon_u = \left(\frac{2}{3} e_{ij}^p e_{ij}^p \right)^{1/2}$ – интенсивность деформаций сдвига.

Условие текучести Мизеса для изотропного упрочнения поверхности нагружения имеет вид

$$\sigma_u = \sigma_s(\varepsilon_u), \quad (9)$$

где $\sigma_s(\varepsilon_u)$ – переменный предел текучести материала образца при растяжении-сжатии (кривая деформирования материала $\sigma_x = \sigma_x(\varepsilon_x)$ за пределами упругости).

Тогда величина изменения температуры при операции РКУП может быть выражена как

$$\Delta T = (k_T / \rho c) \int \sigma_s(\varepsilon_u) d\varepsilon_u. \quad (10)$$

Более простое выражение для роста температуры можно получить в терминах некоторого «среднего» предела текучести σ_s^{cp} при деформировании образца:

$$\Delta T \approx (k_T / \rho c) \sigma_s^{cp} \Delta \varepsilon_u. \quad (11)$$

Плотность магниевых сплавов $\rho = 1,74 \text{ г/см}^3/\text{г} = 1,77 \cdot 10^{-5} \text{ МН} \cdot \text{с}^2/\text{м}^4$; удельная теплоемкость $c = 1,05 \text{ КДж}/(\text{кг} \cdot \text{К}) = 1,05 \cdot 10^5 \text{ м}^2/(\text{с}^2 \cdot \text{К})$.

В работах [9, 22] при испытаниях образцов магниевых сплавов на одноосное сжатие до и после операции РКУП при комнатной температуре получены характерные значения пределов текучести и прочности сплава AZ31: $\sigma_T = 60 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 290 \text{ МПа}$. Средняя величина накопленной интенсивности деформаций сдвига в образце по данным эксперимента (см. рис. 5, $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$) $\Delta \varepsilon_u = 0,55 \dots 0,60$, максимальное значение $\Delta \varepsilon_u = 0,72$.

Для исходного сплава AZ31 при комнатной температуре $\sigma_s^{cp} = 175 \text{ МПа}$. Снижение прочностных характеристик сплава для температуры испытаний $T = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ может достигать 25 % [20], то есть $\sigma_s^{cp}(T = 200 \text{ }^\circ\text{C}) = 131,3 \text{ МПа}$. Значение коэффициента преобразования работы пластического деформирования в тепло находится в диапазоне $k_T = 0,85 \dots 0,95$ [23, 24].

С помощью формулы (11) получим оценку величины дополнительного нагрева образца в ходе операции РКУП как $\Delta T \approx 35 \dots 40$ °С, максимальный нагрев достигает $\Delta T \approx 43 \dots 48$ °С. Аналогичные результаты для величины предела текучести при комнатной температуре $\sigma_s^{cp} = 175$ МПа: $\Delta T \approx 44 \dots 54$ °С, максимальный нагрев достигает $\Delta T \approx 58 \dots 64$ °С.

Указанная температура достигается в течение очень небольшого времени, далее происходит падение температуры вследствие процессов теплопроводности. Отметим, что в силу значительной неравномерности распределения деформации по сечению образца локальные изменения температуры могут превышать вычисленные средние величины и достигать 75–100 °С.

Для магниевых сплавов температура плавления $T_p = 640$ °С, а температура рекристаллизации $T_r = (0,5 \dots 0,7)$, T_p (К) = 183...257 °С. При начальной температуре деформирования $T = 200$ °С и выше в некоторых областях образца суммарная температура может превышать температуру рекристаллизации. В этом случае осуществляется так называемый режим горячей деформации, снимаются внутренние напряжения.

Таким образом, для осуществления режима холодной деформации (когда суммарная температура не превышает температуру рекристаллизации) при операции РКУП необходимо учитывать выделяемое тепло.

Выводы

Методом делительных сеток получены поля деформаций в образце магниевого сплава AZ31 при однократной операции РКУП для различных начальных температур.

Экспериментально установлено, что деформация в значительной степени неоднородно распределена по поперечному сечению образца и ее средние значения соответствуют известным теоретическим оценкам.

Основной вклад в интенсивность пластических деформаций вносят поперечная деформация образца и деформация сдвига.

Показано, что уменьшение начальной температуры образца от 200 до 170 °С приводит к появлению большого количества трещин и снижению в целом по образцу достигнутой интенсивности пластических деформаций.

Дана теоретическая оценка дополнительного повышения температуры образца в ходе операции РКУП.

Для контроля режима холодной деформации с целью получения заданной структуры при операции РКУП необходимо учитывать как начальную температуру, так и дополнительную температуру в результате тепловыделения при интенсивном пластическом деформировании.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования Пермского края, проект № С-26/211.

Библиографический список

1. Тарасов Б.П., Лотоцкий Б.П., Яртысь В.А. Проблема хранения водорода и перспективы использования гидридов для аккумулирования водорода // Рос. хим. журн. – 2006. – Т. 1, № 6. – С. 34–48.

2. Critical assessment and thermodynamic modeling of Mg-H system / K. Zeng, T. Klassen, W. Oelerich, R. Bormann // *Int. J. Hyd. Energy*. – 1999. – Vol. 24. – P. 989–1004.
3. The formation and decomposition of magnesium hydride / B. Vigeholm, J. Kjølner, B. Larsen, A.S. Pedersen // *J. Less-Common Metals*. – 1983. – Vol. 89. – P. 135–144.
4. Valiev R.Z., Langdon T.G. Principles of equal channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // *Prog. Mat. Sci.* – 2006. – Vol. 51. – P. 881–981.
5. Equal channel angular pressing of magnesium alloy AZ31 / K. Xia, J.T. Wang, X. Wu, G. Chen, M. Gurvan // *Mater. Sci. Eng.* – 2005. – Vol. 410. – P. 324–327.
6. Realization of high strength and high ductility for AZ61 magnesium alloy by severe warm working / Y. Yoshida, K. Arai, S. Itoh, S. Kamado, Y. Kojyma // *Sci. Tech. Adv. Mater.* – 2005. – Vol. 6. – P. 185–194.
7. Microstructure, texture and mechanical properties of the magnesium alloy AZ31 processed by ECAP / Y. Estrin, S.B. Yi, H.-G. Brokmeier, Z. Zuberova, S.C. Yoon, H.S. Kim, R.J. Hellmig // *Int. J. Mater. Res.* – 2008. – Vol. 99. – P. 50–55.
8. Kassner M.E., Barrabes S.R. New developments in geometric dynamic recrystallization // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2005. – Vols. 410–411. – P. 152–155.
9. Скрябина Н.Е., Аптуков В.Н., Романов П.В., Фрушар Д. Влияние равноканального углового прессования на механические свойства и микроструктуру образцов магниевых сплавов // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. – 2014. – № 3. – С. 113–128.
10. The effect of ball milling and equal channel angular pressing on the hydrogen absorption/desorption properties of Mg–4.95 wt% Zn–0.71 wt% Zr (ZK60) alloy / V.M. Skripnyuk, E. Rabkin, Y. Estrin, R. Lapovok // *Acta Materialia*. – 2004. – Vol. 52. – P. 405–414.
11. Grain refinement and super plasticity in a magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing / Y. Miyahara, K. Matsubara, Z. Horita, T.G. Langdon // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2005. – Vol. 36A. – P. 1705–1711.
12. Estrin Y., Hellmig R. Improving the properties of magnesium alloys by equal channel angular pressing // *Metal Science and Heat Treatment*, 48. – 2006. – № 11–12. – P. 504–507.
13. Fatigue and tensile behavior of cast, hot-rolled, and severely plastically deformed AZ31 magnesium alloy / Z. Zuberova, L. Kunz, T.T. Lamark, Y. Estrin, M. Janecek // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2007. – Vol. 38A. – P. 1934–1940.
14. Evolution of texture in a magnesium alloy processed by ECAP through dies with different angles / R.B. Figueiredo, I.J. Beyerlein, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 527. – P. 1709–1718.
15. Исследование физико-механических свойств ультрамелкозернистых магниевых сплавов после интенсивной пластической деформации / А.А. Козулин, В.А. Скрипняк, В.А. Красновейкин, В.В. Скрипняк, А.К. Каравацкий // *Известия высших учебных заведений. Физика*. – 2014. – Т. 57, № 9. – С. 98–104.
16. Дель Г.Д., Новиков Н.А. Метод делительных сеток. – М.: Машиностроение, 1979.
17. Лурье А.И. Нелинейная теория упругости. – М.: Наука, 1980.
18. Выбор параметров нагружения титановых образцов при динамическом канально-угловом прессовании / И.К. Суглобова, Е.В. Ильина, А.Н. Шипачев, С.А. Зелепугин // *Вестник Том. гос. ун-та. Математика и механика*. – 2011. – № 2(14). – С. 111–116.
19. Segal V.M. Slip line solutions, deformation mode and loading history during equal channel angular extrusion // *Materials Science and Engineering A*. – 2003. – Vol. 345. – P. 36–46.
20. Полухин Г.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление материалов пластической деформации. – М.: Металлургия, 1976.
21. Седов Л.И. Механика сплошных сред. – М.: Наука, 1973.
22. Скрябина Н.Е., Аптуков В.Н., Романов П.В. Механические свойства образцов магниевых сплавов до и после операции РКУП // *Вестник Тамбов. ун-та. Серия: Естественные и технические науки*. – 2013. – Т. 18. – Вып. 4. – С. 1901–1903.

23. Томсон Е.Г., Янг С.Г., Кобаяши Ш. Механика пластических деформаций при обработке металлов. – М.: Машиностроение, 1969.

24. Резников А.Н. Теплофизика процессов резания. – М.: Машиностроение, 1970.

References

1. Tarasov B.P., Lototsky B.P., Yartis V.A. Problem of hydrogen storage and perspectives of using of hydrides for hydrogen storage. *Ros. Chem. Jour.*, 2006, vol. 1, no. 6, pp. 34-48.

2. Zeng K., Klassen T., Oelerich W., Bormann R. Critical assessment and thermodynamic modeling of Mg-H system. *Int. J. Hyd. Energy*, 1999, vol. 24, pp. 989-1004.

3. Vigeholm B., Kjøller J., Larsen B., Pedersen A.S. The formation and decomposition of magnesium hydride. *J. Less-Common Metals*, 1983, vol. 89, pp. 135-144.

4. Valiev R.Z., Langdon T.G. Principles of equal channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Prog. Mat. Sci.*, 2006, vol. 51, pp. 881-981.

5. Xia K., Wang J.T., Wu X., Chen G., Gurvan M. Equal channel angular pressing of magnesium alloy AZ31. *Mater. Sci. Eng.*, 2005, vol. 410, pp. 324-327.

6. Yoshida Y., Arai K., Itoh S., Kamado S., Kojyma Y. Realization of high strength and high ductility for AZ61 magnesium alloy by severe warm working. *Sci. Tech. Adv. Mater.*, 2005, vol. 6, pp. 185-194.

7. Estrin Y., Yi S.B., Brokmeier H.-G., Zuberova Z., Yoon S.C., Kim H.S., Hellmig R.J. Microstructure, texture and mechanical properties of the magnesium alloy AZ31 processed by ECAP. *Int. J. Mater. Res.*, 2008, vol. 99, pp. 50-55.

8. Kassner M.E., Barrabes S.R. New developments in geometric dynamic recrystallization. *Mater. Sci. Eng. A.*, 2005, vol. 410-411, pp. 152-155.

9. Skryabina N.E., Aptukov V.N., Romanov P.V., Fruchart D. Vliianie ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniia na mekhanicheskie svoistva i mikrostrukturu obraztsov magnievykh splavov [Impact of equal-channel angular pressing on mechanical behavior and microstructure of magnesium alloy]. *Bulletin of the Perm National Research University. Mechanics*, 2014, no. 3, pp. 113-128.

10. Skripnyuk V.M., Rabkin E., Estrin Y., Lapovok R. The effect of ball milling and equal channel angular pressing on the hydrogen absorption/desorption properties of Mg–4.95 wt% Zn–0.71 wt% Zr (ZK60) alloy. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, pp. 405-414.

11. Miyahara Y., Matsubara K., Horita Z., Langdon T.G. Grain refinement and super plasticity in a magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, vol. 36A, pp. 1705-1711.

12. Estrin Y., Hellmig R. Improving the properties of magnesium alloys by equal channel angular pressing. *Metal Science and Heat Treatment*, 2006, vol. 48, no. 11-12, pp. 504-507.

13. Zuberova Z., Kunz L., Lamark T.T., Estrin Y., Janecek M. Fatigue and tensile behavior of cast, hot-rolled, and severely plastically deformed AZ31 magnesium alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, vol. 38A, pp. 1934-1940.

14. Figueiredo R.B., Beyerlein I.J., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Evolution of texture in a magnesium alloy processed by ECAP through dies with different angles. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, pp. 1709-1718

15. Kozulin A.A., Skripnyak V.A., Krasnoveikin V.A., Skripnyak V.V., Karavackiy A.K. Issledovanie fiziko-mekhanicheskikh svoistv ul'tramelkozernistykh magnievykh splavov posle intensivnoi plasticheskoi deformatsii [The study of physical and mechanical properties of ultrafine-grained magnesium alloys after severe plastic deformation]. *Izvestiia vuzov. Fizika*, 2014, vol. 57, no. 9, pp. 98-104.

16. Del G.D., Novikov N.A. Method of separating grids. Moscow: Mashinostroenie, 1979.

17. Lurie A.I., Nonlinear theory of elasticity. Moscow: Nauka, 1980. 520 p.

18. Suglobova I.K., Iliena E.V., Shipachev A.N., Zelepugin S.A. Vybor parametrov nagruzheniia titanovykh obratsov pri dinamicheskom kanal'no-uglovom pressovanii [The choice of parameters of loading of titanium samples under dynamic channel-angular pressing]. *Vestnik Tomskogo Universiteta. Matematika i mekhanika*, 2011, no. 2(14), pp. 111-116.

19. Segal V.M. Slip line solutions for the loading mode and deformation history during equal channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering A.*, 2003, vol. 345, pp. 36-46.

20. Polukhin G.I., Gun G.Ya., Galkin A.M. Soprotivlenie materialov plasticheskoi deformatsii [The Plastic Deformation Resistance of Metals and Alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1976.

21. Sedov L.I. Mekhanika sploshnykh sred [Continuum mechanics]. Moscow: Nauka, 1973. 536 p.

22. Skriabina N.E., Aptukov V.N., Romanov P.V. Mekhanicheskie svoistva obratsov magnievykh splavov do i posle operatsii RKUP [Mechanical properties of magnesium alloy samples before and after ECAP]. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Estestvennye i tekhnicheskie nauki*, 2013, vol. 18, no. 4, pp. 1901-1903.

23. Thomson E.G., Yang S. Kobayashi Mekhanicheskie svoistva obratsov magnievykh splavov do i posle operatsii RKUP [Mechanics of plastic deformation during processing of metals]. Moscow: Mashinostroenie, 1969.

24. Reznikov A.N. Teplofizika protsessov rezaniia [Thermophysics cutting processes]. Moscow: Mashinostroenie, 1970.