

Особенности формирования текстуры деформации в магниевом сплаве AZ31 в процессе равноканального углового прессования

Н. Е. Скрыбина, В. М. Пинюгжанин, Д. Фрушар

Проведен анализ текстуры деформации в сплаве AZ31 (96% Mg, 3% Al, 1% Zn, масс.%) после равноканального углового прессования (РКУП) при комнатной температуре. Сделано предположение о предпочтительной кристаллографической ориентации зерен в деформированном образце относительно направления сдвига в канале РКУП матрицы. Установлено соответствие между теоретическим расчетом текстуры и результатами эксперимента. Показано, что значения факторов Шмида, вычисленные для поликристаллических образцов, позволяют оценить вклад переориентации зерен за счет реализации пластической деформации скольжением и двойникованием в формирование текстуры.

Ключевые слова: РКУП, текстура, AZ31, фактор Шмида.

In the paper the analysis of deformation texture in AZ31 (96% Mg, 3% Al, 1% Zn, mas.%) alloy after equal channel angular pressing (ECAP) under the room temperature is carried out. There was made an assumption about preferable crystallographic orientation of grains in the deformed sample with respect to the shear direction in ECAP die. The correlation between theoretical texture calculation and experimental results is established. It was shown that Schmid factor values calculated for polycrystalline specimens can be used to estimate a contribution of grain reorientations that occur due to slip and twinning in the formation of the texture.

Keywords: ECAP, texture, AZ31, Schmid factor.

Введение

Наиболее оптимальной формой хранения водорода, с точки зрения эффективности и безопасности, являются гидриды металлов. Среди перспективных материалов для реализации такого подхода к способу хранения водорода особого внимания заслуживают магний и сплавы на его основе, которые способны обратимо поглощать водород в количестве, удовлетворяющем требованию DOE (U.S. Department of Energy) [1]. Подготовка материалов для насыщения водородом, как правило, сводится к измельчению его структуры путем интенсивной пластической деформации. Это позволяет значительно улучшить кинетику реакции за счет, прежде всего, увеличения удельной доли поверхностей раздела в образце. В случае с магнием повышения сорбционных характеристик можно достичь, используя РКУП на определенном этапе подготовки материала [2]. В ходе РКУП

происходит эволюция микроструктуры, которая сопровождается не только фрагментацией материала, но и образованием ярко выраженной текстуры [3].

Вопрос о влиянии текстуры кристаллических твердых фаз на кинетику поглощения ими водорода мало освещен в литературе. В этом направлении довольно показательной является работа [4] по изучению диффузионных свойств пленок Ni с различной предпочтительной ориентацией зерен. Проведенные авторами испытания показали преимущество всех текстурированных образцов над образцом, состоящим из хаотично ориентированных кристалликов. Степень такого превосходства зависела от типа текстуры. Принимая во внимания данные, представленные в [3, 5], указанную закономерность можно распространить и на материалы на основе магния. В частности, авторы [5], исследуя кинетику абсорбции водорода тонкими пленками Mg и Ni, обнаружили преимущество в случае, когда базисные

плоскости Mg {0001}, были параллельно поверхности образца, по сравнению с ситуацией, когда подобным образом располагались пирамидальные плоскости типа $\{10\bar{1}1\}$.

Влияние текстуры на скорость поглощения водорода магниевыми сплавами может быть обусловлено несколькими причинами. Во-первых, энергетические барьеры для адсорбции водорода на разных атомных плоскостях могут отличаться в силу различной плотности атомных рядов и энергии электронных связей. Во-вторых, сплавы на базе магния имеют гексагональную кристаллическую решетку, которая характеризуется анизотропией диффузионных свойств, обусловленной симметрией структуры [6]. В то же время наличие текстуры приводит к тому, что весь объем поликристаллического материала обладает одним или несколькими выделенными направлениями, вдоль которых свойства не изменяются при переходе от одного зерна к другому. Кроме того, в сплаве с ярко выраженной текстурой большинство зерен обычно имеют близкие углы разориентировки [7], а потому, вероятно, соответствующая доля высокоугловых границ обладает схожими диффузионными свойствами.

Таким образом, упорядочение структуры сплава обеспечивает формирование в нем предпочтительных каналов диффузии водорода макро- или мезоскопического уровня. Следовательно, знание принципов текстурообразования при конкретном способе пластической деформации позволит выработать концепцию получения материала с высокими сорбционными параметрами.

Цель данной работы — установление корреляции между типом текстуры промышленного магниевого сплава AZ31 и условиями РКУП деформации.

Формирование текстуры. Теоретическое рассмотрение

Закономерности формирования преимущественных ориентировок в магниевом сплаве AZ31 путем РКУП целесообразнее всего рассмотреть на примере однократного прессования заготовки при комнатной температуре. В этих условиях не требуется учитывать влияние рекристаллизационных процессов, и, кроме того, сама деформация материала происходит за счет ограниченного числа систем скольжения, что упрощает анализ и позволяет предсказать особенности текстуры, не прибегая к громоздким вычислениям.

Согласно [8 – 12], пластическая деформация в магнии и его сплавах в общем случае может осуществляться движением дислокаций в одной или

нескольких системах скольжения: базисной — $\{0001\}\langle\bar{1}2\bar{1}0\rangle$, призматической — $\{10\bar{1}0\}\langle\bar{1}2\bar{1}0\rangle$ и пирамидальных — $\{10\bar{1}1\}\langle\bar{1}2\bar{1}0\rangle$ и $\{11\bar{2}2\}\langle\bar{1}2\bar{1}3\rangle$. Деформация также может осуществляться за счет двойникования [13], которое происходит по плоскости $\{10\bar{1}2\}$ в направлении сдвига $\langle\bar{1}011\rangle$ либо по плоскости $\{10\bar{1}1\}$ в направлении сдвига $\langle10\bar{1}2\rangle$. Перечисленные системы скольжения (двойникования) сильно неравноправны, что количественно выражается в различии пороговых сдвиговых напряжений, необходимых для начала движения дислокаций в той или иной плоскости. В случае одноосного сжатия или растяжения кристалла под влиянием нагрузки σ сдвиговое напряжение τ , действующее в плоскости скольжения в направлении скольжения, находят как $\sigma \cdot \cos(\varphi) \cdot \cos(\lambda)$, где φ — угол между осью образца и нормалью к плоскости скольжения, а λ — угол между направлением приложенной нагрузки и направлением скольжения. Скольжение дислокаций (или двойникование) будет иметь место, когда касательное напряжение достигает некоторого критического значения τ_c . Это утверждение называют законом Шмида, а само произведение $\mu = \cos(\varphi) \cos(\lambda)$ — фактором Шмида.

В магниевом сплаве при комнатной температуре скольжение дислокаций в небазисных плоскостях будет вносить пренебрежимо малый вклад в общую деформацию материала [11, 12], поэтому образованию текстуры естественно рассматривать как следствие реализации двух механизмов деформации — базисного скольжения и двойникования.

Предварительным экспериментом [14] было установлено, что расположение зерен в сплаве AZ31 в исходном состоянии не имеет выделенных направлений. Таким образом, поликристалл до деформации можно представить как совокупность большого числа хаотично ориентированных зерен, настолько большого, чтобы материал можно было считать изотропным. Конечный элемент материала, для которого выполняется приближение изотропности или у которого проявляются макроскопические свойства, характерные для всего агрегата (то есть теряются индивидуальные особенности фрагментов и их совокупностей) принято называть представительным объемом. Другими словами, в масштабе представительного объема деформацию сплава допустимо описывать, используя математический аппарат механики сплошных сред.

Описание эволюции свойств поликристаллического агрегата сводится к заданию уравнений для всего образца и каждого отдельного фрагмента, как правило, зерна, а также определения граничных условий, отражающих совместность деформации

соседних зерен в представительном объеме материала. Полученную систему уравнений дополняют гипотезой о связи механических характеристик на различных уровнях и законом нагружения образца.

В современных теориях пластичности мерой реакции деформируемого тела на внешнее воздействие является тензор скорости градиентов смещений L_{ij} , симметричная часть которого представляет собой тензор скорости деформации D_{ij} , а антисимметричная составляющая W_{ij} характеризует поворот деформируемого элемента как жесткого целого [15]:

$$\begin{cases} L_{ij} = D_{ij} + W_{ij}, \\ D_{ij} = \frac{1}{2}(L_{ij} + L_{ji}), \\ W_{ij} = \frac{1}{2}(L_{ij} - L_{ji}). \end{cases} \quad (1)$$

Здесь и далее буквами i и j обозначены индексы ($i, j = 1, 3$), которые нумеруют компоненты соответствующего тензора (или вектора).

Тензор скорости вращения зерна w_{ij} в общем случае также представляет собой сумму двух вкладов [16]: первый из них ω_{ij} описывает переориентацию индивидуальных (невзаимодействующих) зерен в поле макроскопических напряжений, второй — θ_{ij} , результат действия на конкретное зерно вращательного момента, возникающего из-за различий в его пластической деформации и деформации смежных зерен

$$\begin{cases} w_{ij} = \omega_{ij} + \theta_{ij}, \\ \dot{\phi}_i = \frac{1}{2} e_{ijk} w_{kj}. \end{cases} \quad (2)$$

Вектор угловой скорости $\dot{\phi}_i$ находят как свертку w_{kj} с тензором Леви-Чивиты e_{ijk} . Интегрирование для каждого из зерен параметра $\dot{\phi}_i$ по времени позволит вычислить искомое распределение кристаллографических ориентировок в образце в данный момент времени.

При комнатной температуре направление поворота зерна будет зависеть от исходной ориентации и скорости пластических сдвигов только в одной плоскости скольжения, а также плоскостях двойникования. Двойникование развивается на самых ранних стадиях деформирования как самостоятельная мода пластичности и вместе с тем представляет собой механизм, призванный обеспечить непрерывность деформации при переходе от одного фрагмента сплава к другому. Вне зависимости от

причины переориентацию участков зерна связанную с двойникованием можно интерпретировать подобно аккомодационному развороту, поскольку истоками самих двойников в ГПУ-материалах обычно являются межзеренные границы и ранее сформировавшиеся двойниковые прослойки [17].

Таким образом, приращение функции распределения ориентировок за счет двойникования целесообразно полностью связать с тензором θ_{ij} . В силу аддитивности каждого из вкладов — ω_{ij} и θ_{ij} — на первом этапе рассуждений не будем принимать во внимание двойникование и связанные с ним пластические аккомодации ($\theta_{ij} = 0$), оставаясь в рамках одной из хорошо зарекомендовавших себя в физике пластичности модели Т. Линя [18, 19], основные приближения которой заключаются в следующем:

а) скорости полных деформаций D_{ij} поликристаллического агрегата определяются аддитивным вкладом скоростей упругих D_{ij}^e и пластических D_{ij}^p составляющих;

б) скорости полных деформаций D_{ij} поликристаллического агрегата равны скоростям полных деформаций d_{ij} отдельных зерен;

в) пластические деформации являются изохорическими;

г) упрочнение изотропно и определяется суммарным сдвигом по всем системам скольжения.

Для каждой системы скольжения полагают справедливым закон Шмида, а развитие пластической деформации на уровне зерна удовлетворяющим критерию Мизеса – Тейлора [19] о необходимости активации как минимум пяти независимых систем скольжения или, в крайнем случае, двойникования. Здесь важно отметить, что условие Мизеса не выполняется, если деформация поликристалла осуществляется исключительно путем двойникования.

Равенство тензоров D_{ij} и d_{ij} является в данном случае математическим выражением гипотезы Войта [17], согласно которой напряжение поликристаллического агрегата определяется усреднением напряжений в его зернах. Указанная закономерность в общем случае не отражает реальную ситуацию. Однако, поскольку для нас представляет интерес установившееся состояние, при котором фрагменты поликристалла достигли наиболее предпочтительной ориентировки в поле действующих напряжений, сделанное предположение можно считать оправданным.

Многие более сложные вязкопластические и упруговязкопластические модели, использующие приближение эффективной среды [20, 21], сводятся к модели Линя в отсутствие учета краевых эффектов для деформации зерен материала при комнатной температуре.

В физических теориях пластичности поворот зерна обычно интерпретируют как вращательное движение квазитвердого тела. При таком рассмотрении зерно представляют заключенным в жесткую оболочку, а тензор скорости вращения w_{ij} находят как [16, 17]

$$\omega_{ij} = \sum_s \left(\frac{\dot{\gamma}_s}{2} \right) (n_i b_j - b_i n_j). \quad (3)$$

Величины b_i (b_j) и n_i (n_j) — безразмерные компоненты направления скольжения и нормали к плоскости в конкретной задействованной системе скольжения, соответственно, каждой из которых условно приписывается порядковый номер s . Из формулы (3) следует, что в отсутствие процессов пластической аккомодации направление вращения зерна и, соответственно, текстура материала будет определяться геометрией деформации представительного объема через суперпозицию вкладов от действующих систем скольжения. Поворот будет совершаться до тех пор, пока не будет достигнута корреляция между макро- и микроструктурными характеристиками сплава. В связи с этим для выяснения ориентации изолированного зерна в поле макроскопических напряжений “в пределе” можно положить $L_{ij} = l_{ij}$, где l_{ij} — тензор скорости градиента смещений микрообъема.

Градиент скорости перемещения L'_{ij} в зоне сочленения каналов РКУП матрицы в системе координат $(XYZ)'$ (рис. 1) принято записывать как [22]

$$L'_{ij} = \begin{bmatrix} 0 & -\dot{\gamma} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}. \quad (4)$$

В данном случае полагают, что деформация осуществляется путем простого сдвига вдоль

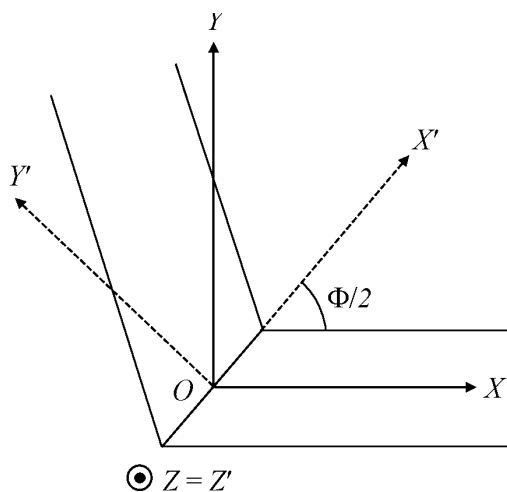


Рис. 1. Системы координат для описания геометрии деформации представительного объема при РКУП.

направления OX' , а перемещение материала происходит исключительно в плоскости XOY . В системе координат (XYZ) , удобной с позиции наблюдателя (когда одна из осей направлена вдоль оси канала прохода), тензор градиента скорости перемещения будет выглядеть следующим образом

$$L_{ij} = -\dot{\gamma} \begin{bmatrix} -\sin \theta \cos \theta & \cos^2 \theta & 0 \\ -\sin^2 \theta & \sin \theta \cos \theta & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}, \quad \theta = \frac{\pi}{2} - \frac{\Phi}{2}. \quad (5)$$

Антисимметричная часть тензора L_{ij}

$$\Omega_{ij} = \frac{\dot{\gamma}}{2} \begin{bmatrix} 0 & \cos^2 \theta + \sin^2 \theta & 0 \\ -(\cos^2 \theta + \sin^2 \theta) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}. \quad (6)$$

Если активным будет одно направление скольжения, то тензор скорости вращения зерна в соответствии с (4) будет представлен как

$$\omega_{ij} = \frac{\dot{\gamma}}{2} \begin{bmatrix} 0 & n_1 b_2 - b_1 n_2 & n_1 b_3 - b_1 n_3 \\ -(n_1 b_2 - b_1 n_2) & 0 & n_2 b_3 - b_2 n_3 \\ -(n_1 b_3 - b_1 n_3) & -(n_2 b_3 - b_2 n_3) & 0 \end{bmatrix}. \quad (7)$$

Приравнявая (6) и (7), получим систему уравнений

$$\begin{cases} n_1 b_2 - b_1 n_2 = 1, \\ n_1 b_3 - b_1 n_3 = 0, \\ n_2 b_3 - b_2 n_3 = 0. \end{cases} \quad (8)$$

Рассмотрим возможные случаи соотношения между компонентами n_3 и b_3 в уравнениях (8):

1) $n_3 \neq 0$, $b_3 \neq 0$, тогда $n_1/n_2 = b_1/b_2$ и $b_1 - b_2 = 1/n_2$, что само по себе является невыполнимым условием;

2) $n_3 = 0$, $b_3 \neq 0$, откуда следует равенство $n_1 = n_2 = 0$, которое противоречит первому уравнению в системе (8);

3) $n_3 \neq 0$, $b_3 = 0$, откуда следует равенство $b_1 = b_2 = 0$, которое также противоречит первому уравнению в системе (8).

Таким образом, обязательным условием совместности уравнений (8) является равенство нулю компонент n_3 и b_3 , то есть как нормаль, так и направление скольжения при геометрии сдвига, заданного тензором L_{ij} , должны располагаться в плоскости XOY .

Исходя из взаимной ортогональности векторов $\vec{b}$ и $\vec{n}$, их компоненты можно представить сле-

дующим образом: $n_1 = \text{sign}(n_1) \cdot \cos(\delta)$, $b_1 = \text{sign}(b_1) \times \sin(\delta)$, $n_2 = \text{sign}(n_2) \cdot \sin(\delta)$, $b_2 = \text{sign}(b_2) \cdot \cos(\delta)$, где $\text{sign}(x)$ — функция знака, δ — угол между осью абсцисс и нормалью к плоскости скольжения.

Используя условие связи $d_{ij} = D_{ij}$, получаем

$$D_{ij} = d_{ij} = \sum_s \left(\frac{\dot{\gamma}_s}{2} \right) (n_i b_j + b_i n_j). \quad (9)$$

В свою очередь симметричная часть тензора L_{ij}

$$D_{ij} = \frac{\dot{\gamma}}{2} \begin{bmatrix} 2 \sin \theta \cos \theta & \sin^2 \theta - \cos^2 \theta & 0 \\ \sin^2 \theta - \cos^2 \theta & -2 \sin \theta \cos \theta & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}. \quad (10)$$

Подставляя выражения для n_i и b_i в уравнение (9) и сравнивая с компонентами тензора D_{ij} , находим $\delta = 90^\circ - \Phi/2$. При сопоставлении величин d_{11} и D_{11} с соответствующими значениями d_{12} и D_{12} обнаруживается, что

$$\begin{cases} n_1 b_1 = \cos \theta \sin \theta > 0, \\ n_2 b_1 = -\cos^2 \theta < 0, \end{cases} \quad (11)$$

то есть в системе координат (XYZ) компоненты вектора-нормали к плоскости скольжения противоположны по знаку. Следовательно, в рассматриваемый момент времени плоскость скольжения расположена параллельно плоскости сдвига.

В ходе деформации при повороте зерна базисная плоскость будет стремиться ориентироваться параллельно плоскости макроскопического сдвига, а направление скольжения — вдоль направления сдвига. При этом в проекции YOZ нормаль к базисной плоскости составит с осью канала прохода в направлении OY угол $\delta = 90^\circ - \Phi/2$.

В соответствии с критерием Мизеса для сохранения сплошности межзеренных границ в каждом зерне должно быть задействовано не менее пяти систем скольжения [19]. Если вовлечение такого числа систем скольжения оказывается невозможным, то недостающие пластические составляющие восполняются за счет двойникования. В базисной плоскости существуют только две независимые системы скольжения. Пусть это будут $\{0001\}[\bar{1}2\bar{1}0]$ и $\{0001\}[\bar{1}\bar{1}20]$. Из-за трудности перемещения дислокаций в небазисных плоскостях естественно предположить, что в процессе деформации при комнатной температуре участвует максимально возможное число базисных систем скольжения, то есть две, направления перемещения дислокаций в которых можно условно обозначить как $\vec{b}'$ и $\vec{b}''$.

Используя (3), вычисляем тензор ω_{ij} , суммируя вклады в виде (7) от каждого направления скольжения.

Затем, используя формулу (9), аналогичным образом переписываем тензор d_{ij} . Принимая во внимание требования корреляции $\omega_{ij} = \Omega_{ij}$ и $d_{ij} = D_{ij}$, приходим к следующим равенствам:

$$\begin{cases} n_3 = 0, \\ b'_3 + \lambda b''_3 = 0, \\ b'_1 + \lambda b''_1 = \sin \delta, \\ b'_2 + \lambda b''_2 = \cos \delta. \end{cases} \quad (12)$$

Параметр λ представляет собой отношение вкладов в сдвиговую деформацию от каждой системы скольжения. В отличие от ситуации с одним направлением скольжения здесь каждая его компонента заменяется суммой соответствующих проекций $b'_1 + \lambda b''_1$ и $b'_2 + \lambda b''_2$, ориентация нормали $\vec{n}$ при этом сохраняется. Другими словами, реализация еще одного направления движения дислокаций не меняет тенденцию к расположению базисной плоскости параллельно плоскости сочленения каналов. При условии равенства накопленных деформаций, то есть когда $\lambda = 1$ и $b'_3 = -b''_3$, направления скольжения $\vec{b}'$ и $\vec{b}''$ будут располагаться симметрично относительно прямой, вдоль которой осуществляется макроскопический сдвиг. Асимметрия этих векторов будет свидетельствовать о преимущественном вкладе какого-либо направления скольжения, и может получить количественную оценку вычислением соответствующих факторов Шмида.

До сих пор все рассуждения основывались на том, что направление и степень разворота каждого из зерен характеризуется исключительно интенсивностью базисного скольжения. Тем не менее, определенную роль в формировании текстуры может играть и двойникование. Как уже отмечалось ранее, двойникование в магниевых сплавах осуществляется по плоскости типа $\{10\bar{1}2\}$ в направлении сдвига $\langle\bar{1}011\rangle$ либо по плоскости $\{10\bar{1}1\}$ в направлении $\langle10\bar{1}2\rangle$. По мере деформирования магниевых сплавов в основном, как правило, образуются двойники типа $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$ [13, 23, 24]. По отношению к исходному зерну они ориентированы таким образом, что угол между базисными плоскостями двойника и не двойникованной области составляет 86° [13, 24].

Двойникование, как самостоятельный механизм деформации, может обеспечить лишь небольшое число фиксированных переориентаций одной части зерна относительно другой. Поэтому интенсивность текстуры, обусловленной двойникованием в образце с беспорядочно ориентированными зернами, по всей вероятности, будет меньше интенсивности текстуры, возникшей вследствие

базисного скольжения. Другими словами, в этом случае роль двойникования в упорядочении структуры не может рассматриваться как первостепенная.

Естественно предположить, что двойникование будет иметь место в тех локальных микрообъемах материала, где базисная плоскость преимущественно ортогональна плоскости сдвига, а потому не может быть задействована для реализации пластической деформации. В этой ситуации двойникование по системе $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$, согласно изложенному выше правилу, обеспечит разворот базисной плоскости на угол 86° , в результате чего она ориентируется практически параллельно плоскости пересечения каналов РКУП матрицы.

Обобщая приведенные выше рассуждения, можно заключить, что деформация РКУП сплава AZ31 при комнатной температуре приведет к формированию текстуры, соответствующей упорядоченному расположению базисных плоскостей с преимущественной ориентировкой их нормалей вдоль

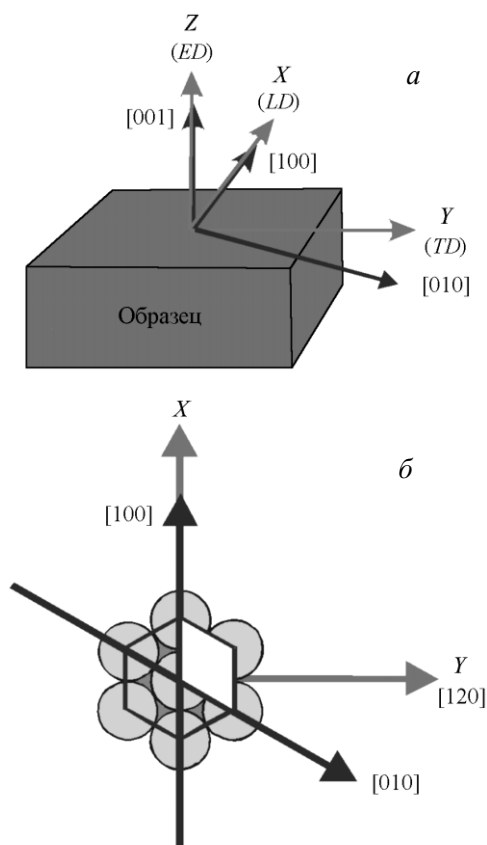


Рис. 2. Кристаллическая и кристаллографическая установка координатных осей по отношению к образцу (а) и гексагональной системе координат (б) (X, Y, Z — оси кристаллической системы координат, LD — продольное направление, TD — поперечное направление, ED — направление прохода заготовки сплава по каналу матрицы).

некоторого направления (оси текстуры). Ось текстуры будет расположена в плоскости YOX (рис. 1) и составит с направлением X угол $\delta = 90^\circ - \Phi/2$. Число активных систем скольжения будет равно количеству направлений в базисной плоскости, соответствующих наибольшему значению фактора Шмида.

Материалы и методика эксперимента

С целью подтверждения развитых выше положений была исследована текстура промышленного сплава AZ31 после одного прохода РКУП при комнатной температуре. Заготовку сплава размером $10 \times 10 \times 100$ мм деформировали в РКУП матрице с углом пересечения каналов 105° . Образец представлял собой пластинку размерами $10 \times 10 \times 2$ мм, вырезан-

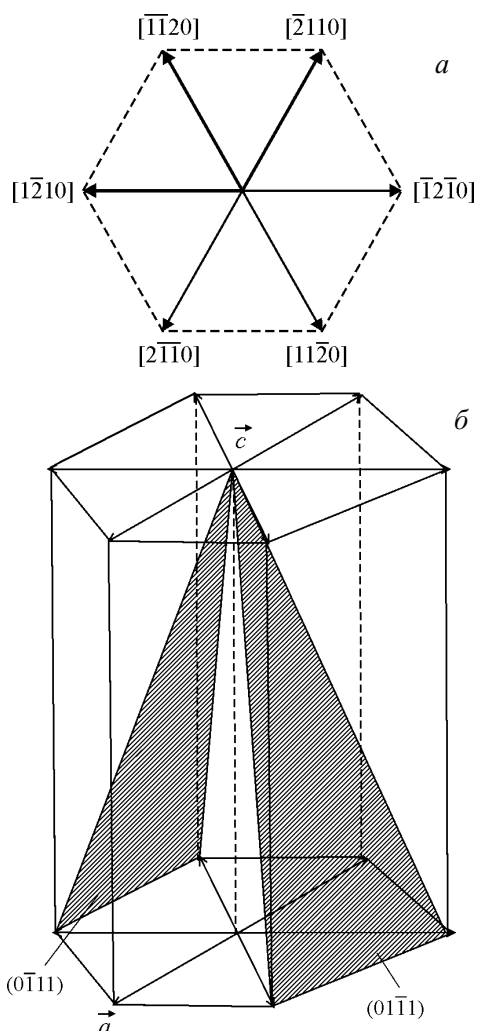


Рис. 3. Пояснение для выбора направлений сдвига при расчете фактора Шмида: а — неколлинеарные направления скольжения в плоскостях типа $\{0002\}$, $\{10\bar{1}0\}$ и $\{10\bar{1}1\}$, б — пример плоскостей типа $\{10\bar{1}1\}$, принадлежащих одной пирамиде.

ную из центральной части заготовки сплава перпендикулярно направлению прохода.

Рентгенографическое исследование текстуры проводили при помощи дифрактометра Texture (Siemens) в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении. Построение и расчет полюсных фигур вели с использованием программного обеспечения Igor Pro 5 (продукт WaveMetrics Inc.) и LaboTex Inc. Особенности количественного анализа преимущественных ориентировок изложены в [2]. Установка кристаллографических и кристаллических координатных осей показана на рис. 2.

Микроструктуру образца исследовали на оптическом микроскопе Olympus BX-51.

Величину фактора Шмида рассчитывали по методике, описанной в [25, 26] для всех систем скольжения и двойникования. Полученный результат представили в виде комбинации $\mu_0/\mu_+/ \mu_-$, где значения μ_0 , μ_+ и μ_- соответствуют вкладам от неколлинеарных направлений сдвига в плоскости каждого типа, где реализуется пластическая деформация (рис. 3а). Двойникование, а также пирамидальное скольжение в плоскостях типа $\{11\bar{2}2\}$, может осуществляться по шести независимым направлениям. В связи с этим из каждой пары направлений, принадлежащих плоскостям (граням) одной четырехгранной пирамиды (рис. 3б), выбрали то, которому отвечает больший фактор Шмида.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Полюсные фигуры, соответствующие отражениям от плоскостей с индексами (002), (100), (101) и (110) в заготовке, прошедшей однократную РКУП деформацию при комнатной температуре, представлены на рис. 4. С целью расшифровки полученных распределений интенсивности принимаем, что в исходном состоянии (до деформации) плоскость, для которой построена полюсная фигура, располагается параллельно поверхности образца и ориентирована по отношению к его системе координат так, как показано на рис. 2б. После деформации исследуемая плоскость занимает новое положение, отвечающее некоторым индексам $\{hkl\}$ в исходной кристаллографической системе координат. Лежащее в плоскости направление скольжения теперь характеризуется индексами $\langle uvw \rangle$.

Как следует из данных рентгеноструктурного анализа, наибольшая интенсивность отражений характерна для плоскостей базиса (002). Для определения индексов $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ были выбраны две точки — максимумы полюсной плотности, местоположение которых отмечено на проекции (002) знаками в виде крестика и треугольника. Они соответствуют отражениям от локальных микрообъемов материала с различной кристаллографической ориентацией.

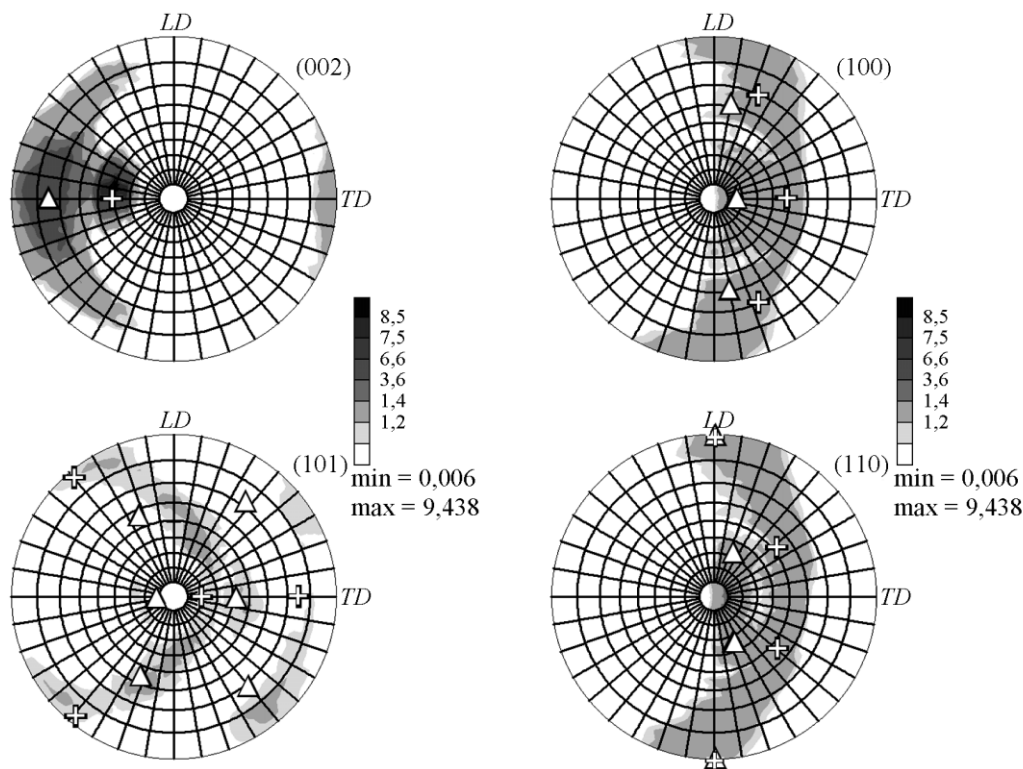


Рис. 4. Полюсные фигуры, полученные при отражении от различных плоскостей в образце сплава AZ31, прошедшего однократную деформацию РКУП при комнатной температуре.

Аналогичным образом на других полюсных фигурах обозначены полюса небазисных атомных плоскостей, принадлежащих первой или второй ориентировке. Текстульные максимумы на полюсной фигуре (002) смещены от центра в направлении TD (рис. 2), самый интенсивный из них на угол $38 - 40^\circ$. Это означает, что в процессе деформации базисные плоскости в заготовке сориентировались своими нормальными преимущественно вдоль прямой, составляющей с направлением прохода данный угол. Тем самым сформировалась волокнистая текстура с осью (012)[100]. Приведенное значение угла согласуется с результатом, который может быть получен из формулы $90^\circ - \Phi/2$ для $\Phi = 105^\circ$.

Рассчитанные значения фактора Шмида для текстуры типа (012)[100] приведены в табл. 1. В данном случае направление оси образца было выбрано совпадающим с направлением экструзии ED (рис. 2), которое в кристаллографических координатах соответствует индексам [001]. Хорошо видно, что наиболее высокие значения фактора Шмида $\mu_+ = \mu_- = 0,43$ характерны для базисной системы скольжения. Следовательно, наибольшее приведенное напряжение сдвига, по всей видимости, достигается в данной плоскости скольжения. Это позволяет предположить, что деформация в процессе РКУП развивалась по базисным плоскостям. Наличие двух направлений с одинаковыми значениями фактора

Шмида $\mu_- = \mu_+ = 0,43$ и одного со значением $\mu_0 = 0$ указывает на то, что в ходе прессования, по-видимому, были задействованы именно два направления скольжения, что согласуется с предположениями, сделанными на основе предложенной ранее модели. Аналогичная ситуация наблюдается и при расчете факторов Шмида, когда направление оси образца выбирается таким образом, что совпадает с поперечным направлением TD (табл. 2), которое в исходной установке (рис. 2) совпадает с направлением [120].

Сказанное выше иллюстрирует схема на рис. 5 с учетом того, что базисная плоскость расположена параллельно плоскости пересечения каналов. Направления скольжения AB и AC (или противоположные им направления) ориентированы симметрично относительно вектора макроскопического сдвига, и характеризуются одинаковым значением фактора Шмида, равным 0,43. В этом случае направление скольжения AD оказывается не задействованным.

На полюсной фигуре (рис. 4), построенной для плоскости (002), присутствует второй максимум (отмечен треугольником), имеющий сравнительно малый "вес" и соответствующий текстуре с осью (021)[100]. Это обстоятельство указывает на то, что формирование преимущественных ориентировок в процессе прохода происходило за счет вовлечения двух механизмов, главным образом базисного скольжения. Каждый из них мог выступать в качестве преимущественного механизма деформации зерен, доля которых пропорциональна интенсивности соответствующей ориентировки. Однако представляется, что возникновение дополнительной текстурной компоненты связано именно с совместным

Таблица 1

Значения фактора Шмида для образца сплава AZ31, деформированного в РКУП матрице одним проходом при комнатной температуре, направление оси образца соответствует ED (рис. 2)

Система скольжения (двойникования)	Факторы Шмида $\mu_0/\mu_+/\mu_-$
Базисная	0,00/0,43/0,43
Призматическая	0,00/0,20/0,20
Первая пирамидальная	0,00/0,20/0,20
Вторая пирамидальная	0,27/0,13/0,05
Двойникование $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$	0,23/0,23/0,01
Двойникование $\{10\bar{1}1\}\langle\bar{1}012\rangle$	0,19/0,19/0,06

Таблица 2

Значения фактора Шмида для образца сплава AZ31, деформированного в РКУП матрице одним проходом при комнатной температуре, направление оси образца соответствует TD (рис. 2)

Система скольжения (двойникования)	Факторы Шмида $\mu_0/\mu_+/\mu_-$
Базисная	0,00/0,43/0,43
Призматическая	0,00/0,23/0,23
Первая пирамидальная	0,00/0,20/0,20
Вторая пирамидальная	0,22/0,00/0,07
Двойникование $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$	0,18/0,18/0,10
Двойникование $\{10\bar{1}1\}\langle\bar{1}012\rangle$	0,15/0,15/0,01

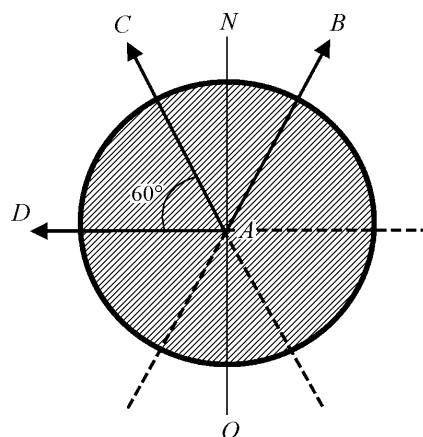


Рис. 5. Взаимная ориентация направлений скольжения AB , AC и AD относительно прямой ON , лежащей вдоль направления сдвига в плоскости пересечения каналов РКУП матрицы, для образца сплава AZ31 после деформации одним проходом при комнатной температуре.

(одновременным или последовательным) действием базисной и какой-либо вторичной системы скольжения либо двойникования. Это следует из положений, сформулированных ранее в ходе теоретического анализа. Так, реализация пластической деформации исключительно в плоскостях призмы или пирамиды, по-видимому, приведет к развороту зерен в положение с благоприятной ориентацией действующих систем скольжения относительно направления макроскопического сдвига. Однако экстремумов, близких по интенсивности к базисным ориентировкам на полюсных фигурах (100), (101) и (110) не обнаружено. Кроме того, степень рассеяния текстурных максимумов (012)[100] и (021)[100], как в радиальном, так и азимутальном направлении практически одинакова. Непрерывный переход между ориентировками отсутствует, а угол между центрами максимумов составляет около 37°. Это типичный признак текстуры, возникающей в результате вторичного двойникования — последовательно по системам $\{10\bar{1}1\}\langle 10\bar{1}2\rangle$ и $\{10\bar{1}2\}\langle \bar{1}011\rangle$ [13, 24].

Системы двойникования в зернах с ориентировкой (012)[100] характеризуются практически вторым по величине фактором Шмида $\mu_0 = \mu_+ = 0,19 - 0,23$ (табл. 1) и, в то же время, значительно меньшим значением критических касательных напряжений при комнатной температуре по сравнению с призматическими и пирамидальными системами скольжения [12]. Характерные признаки двойникования [27] наблюдаются и в микроструктуре деформированного сплава (рис. 6). Как видно, в плоскости шлифа образец состоит из сравнительно крупных, частично фрагментированных двойниками зерен, окруженных преимущественно равноосными фрагментами величиной от 2 до 15 мкм.

Перечисленные обстоятельства свидетельствуют в пользу двойникования как предпочтительного

механизма деформации перед скольжением в небазисных плоскостях.

Выводы

Преимущественный вклад определенного механизма пластичности в деформацию и образование текстуры в ходе РКУП может быть установлен, исходя из анализа значений фактора Шмида для различных систем скольжения и двойникования. Формирование текстуры в магниевых сплавах под влиянием РКУП при комнатной температуре происходит в процессе реализации пластической деформации скольжением дислокаций по двум направлениям в базисной плоскости и (или) двойникованием. При этом вклад двойникования как самостоятельного механизма образования текстуры оказывается меньше.

Авторы выражают свою благодарность профессору лаборатории CRISMAT (г. Кан, Франция) Даниэлю Шатенье (Daniel Chateigner) за полезные обсуждения исследования текстуры деформации, а также Министерству образования Пермского края за со-финансирование работы (Соглашение № С-26/2011).

Литература

1. Тарасов Б.П., Лотоцкий М.В., Яртусь В.А. Проблема хранения водорода и перспективы использования гидридов для аккумуляции водорода. Рос. Хим. Ж., 2006, т. 1, № 6, с. 34 – 48.
2. Скрыбина Н.Е., Fruchart D., Girard G., Miraglia S. Формирование текстуры деформации в сплаве AZ31 под воздействием равноканального углового пресования. Вестн. Перм. ун-та. Сер.: Физика, 2010, № 1, с. 97 – 101.
3. Girard G., Fruchart D., Miraglia S., Ortega L., Prat A., Skryabina N. Equal Channel Angular Pressing (ECAP), a severe plastic deformation (SPD) technique to promote fast hydrogen absorption in Mg alloys. Metal Hydrogen Systems: Proc. Inter. Sympos. 19 – 23 July 2010, Moscow, M.: MSU, 2010, p. 141.
4. Cao Y., Li H., Szpunar J., Shmayda W.T. Effects of Textures on Hydrogen Diffusion in Nickel. Material Science Forum, 2002, v. 408 – 412, p. 1139 – 1144.
5. Ye S., Ouyang L., Zhu M. Hydrogen storage properties of preferentially orientated Mg-Ni multilayer film prepared by magnetron sputtering. Rare Metals, 2007, v. 25, no. 6, p. 295 – 299.
6. Mehrer H. Diffusion In Solids: Fundamentals, Methods, Materials Diffusion-Controlled Processes. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007, 651 p.
7. He Y., Pan Q., Qin Y., Liu X., Li W. Microstructure and mechanical properties of ultrafine grain ZK60 alloy

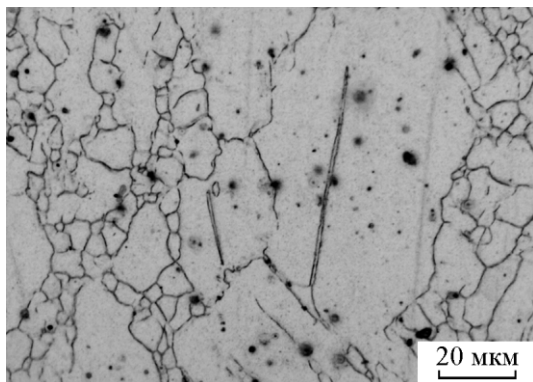


Рис. 6. Микроструктура образца сплава AZ31, прошедшего однократную деформацию РКУП при комнатной температуре.

- processed by equal channel angular pressing. J. Mater. Sci., 2010, v. 45, p. 1655 – 1662.
8. Del Valle J.A., Pérez-Prado M.T., Ruano O.A. Deformation mechanisms responsible for the high ductility in a Mg AZ31 alloy analyzed by electron backscattered diffraction. Metal. Mater. Trans. Eng., 2005, v. 36A, p. 1427–1438.
 9. Liu Y., Wu X. An electron-backscattered diffraction study of the texture evolution in a coarse-grained AZ31 magnesium alloy deformed in tension at elevated temperatures. Metal. Mater. Trans. Eng., 2006, v. 37A, p. 7 – 17.
 10. Yang P., Meng L., Hu Y., Zhao Z., Ren X. Analysis of deformation processes of magnesium alloy at elevated temperatures by orientation mapping. Image Analysis & Stereology, 2004, v. 23, p. 53 – 61.
 11. Barnett M.R. A Taylor model based description of the proof stress of magnesium AZ31 during hot working. Metal. Mater. Trans., 2003, v. 34A, p. 1791 – 1806.
 12. Li H., Hsu E., Szpunar J., Verma R., Carter J.T. Determination of active slip / twinning modes in AZ31 Mg alloy near room temperature. J. Mater. Eng. Perform., 2007, v. 16, no. 3, p. 321 – 326.
 13. Knezevic M., Levinson A., Harris R., Mishra R.K., Doherty R.D., Kalidindi S.R. Deformation twinning in AZ31: Influence on strain hardening and texture evolution. Acta Mater., 2010, v. 58, p. 6230 – 6242.
 14. Скрябина Н.Е., Заболотский Д.С., Fruchart D., Girard G., Miraglia S. Инновационные технологии. Перспективные материалы для водородной энергетики. Вестн. Перм. ун-та. Сер. Физика, 2009, № 1, с. 89 – 96.
 15. Van Houtte P., Li S., Seefeldt M., Delannay L. Deformation texture prediction: from the Taylor model to the advanced lamel model. Int. J. Plasticity, 2005, v. 21, p. 589 – 624.
 16. Трусов П.В., Ашихмин В.Н., Швейкин А.И. Двух-уровневая модель упругопластического деформирования поликристаллических материалов. Механика композиционных материалов и конструкций, 2009, т. 15, № 3, с. 327 – 344.
 17. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982, 584 с.
 18. Lin T.H. Analysis of elastic and plastic strain in face-centered cubic crystal. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1957, v. 5, p. 143 – 149.
 19. Линь Т.Г. Физическая теория пластичности. Физические теории пластичности. Сер. Новое в зарубежной механике. Вып. 7. М.: Мир, 1976, с. 7 – 68.
 20. Lebensohn R.A., Tome C. A Self-Consistent viscoplastic model: prediction of rolling textures of anisotropic polycrystals. Mater. Sci. Eng., 1994, v. 175, p. 71 – 82.
 21. Huang S., Zhang S., Li D. Modeling texture evolution during rolling process of AZ31 magnesium alloy with elastoplastic self consistent model. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2011, v. 21, p. 1348 – 1354.
 22. Beyerlein I.J., Lebensohn R.A., Tome C. Modeling texture and microstructural evolution in the equal channel angular extrusion process. Mater. Sci. Eng., 2003, v. 345, p. 122 – 138.
 23. Ghaderi A., Barnett M.R. Sensitivity of deformation twinning to grain size in titanium and magnesium. Acta Materialia, 2011, v. 59, p. 7824 – 7839.
 24. Barnett M.R., Keshavarz Z., Beer A.G., Ma X. Non-Schmid behaviour during secondary twinning in a polycrystalline magnesium alloy. Acta Materialia, 2008, v. 56, p. 5 – 15.
 25. Taira S., Abe T. Crystallographic study of yield conditions of polycrystalline metals. The Japan Society of Mechanical Engineers, 1968, v. 11, no. 45, p. 419 – 425.
 26. Скрябина Н.Е., Пинюгжанин В.М., Fruchart D. Механизмы формирования текстуры сплава AZ31 в процессе РКУП. Вестн. Перм. ун-та. Сер.: Физика, 2011, № 2, с. 79 – 85.
 27. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986, 224 с.

Статья поступила в редакцию 13.03.2012 г.

Скрябина Наталья Евгеньевна — Пермский государственный национальный исследовательский университет (ПГНИУ, г. Пермь), физический факультет, доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области физики фазовых переходов, взаимодействия водорода с материалами. E-mail: natskryabina@mail.ru.

Пинюгжанин Владимир Михайлович — Пермский государственный национальный исследовательский университет (ПГНИУ, г. Пермь), физический факультет, аспирант. Специализируется в области взаимодействия водорода с материалами. E-mail: ramedlov87@yandex.ru.

Даниэль Фрушар (Daniel Fruchart) — Институт Л. Нееля, Национальный Центр Научных Исследований (НЦНИ, Гренобль, Франция), доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник. Специалист в области теории групп, физики магнитных явлений, взаимодействия водорода с материалами. E-mail: daniel.fruchart@grenoble.cnrs.fr.