

Текстура и анизотропия механических свойств магниевого сплава системы Mg – Y – Gd – Zr

В. Н. Серебряный, Л. Л. Рохлин, А. Н. Мони́на

Исследованы кристаллографическая текстура и связь ее с анизотропией механических свойств горячепрессованного сплава системы Mg – Y – Gd – Zr, отличающегося среди магниевых сплавов высокой прочностью при близких к комнатной и повышенных температурах. Исследование механических свойств сплава показало, что в горячепрессованном состоянии он обладает слабой анизотропией прочностных свойств в отличие от горячепрессованных магниевых сплавов большинства других систем. Кроме того, в горячепрессованном состоянии в сплаве системы Mg – Y – Gd – Zr, в отличие от магниевых сплавов, не содержащих редкоземельные металлы (РЗМ) иттриевой подгруппы, предел текучести на сжатие оказался близким к пределу текучести на растяжение. Текстура горячепрессованного сплава Mg – Y – Gd – Zr выявила слабо выраженные базисную и призматическую компоненты и, именно, этим можно объяснить малую анизотропию механических свойств и незначительный эффект асимметрии предела текучести при растяжении и сжатии исследованного сплава. Обнаруженная слабо выраженная текстура в сплаве Mg – Y – Gd – Zr объясняется особенностями протекания динамической рекристаллизации в твердом магниевом растворе с мелкодисперсными частицами циркониевой фазы в процессе горячего прессования, в ходе которой образуются в большом количестве беспорядочно ориентированные рекристаллизованные зерна.

Ключевые слова: текстура, магниевые сплавы, редкоземельные металлы, анизотропия, механические свойства.

The crystallographic texture and its relation to the anisotropy of mechanical properties of hot-pressed alloy of Mg – Y – Gd – Zr, which differs among magnesium alloys high strength at close to room temperature and elevated temperatures, were investigated. The study of the mechanical properties of the alloy showed that the hot-pressed alloy had a weak anisotropy of mechanical properties in contrast to the hot-magnesium alloys of the most other systems. In addition, the hot-pressed state in the alloy of Mg – Y – Gd – Zr, in contrast to magnesium alloys that do not contain rare earth metals, of yttrium subgroup, yield compression was close to the yield strength in tension. The texture of hot-pressed alloy Mg – Y – Gd – Zr revealed the feebly marked basal and prismatic components and, specifically, this may explain the low anisotropy of mechanical properties and a slight asymmetry effect of the yield strength in tension and compression of the alloys. The slight texture in the alloy Mg – Y – Gd – Zr was explained features of dynamic recrystallization behavior in solid magnesium solution with fine particles of zirconium phase during hot pressing, in which a large number of randomly oriented recrystallized grains was formed.

Keywords: texture, magnesium alloys, rare earth metals, the anisotropy of the mechanical properties.

Введение

Благодаря малой плотности магниевые сплавы в основном используют в качестве легких конструкционных материалов, применение которых позволяет уменьшить собственный вес конструкций. Как и в случае других конструкционных материалов, прочностные характеристики магниевых сплавов имеют большое значение для их практического применения.

Магниевые сплавы системы Mg – Y – Gd – Zr, содержащие в сумме около 10% РЗМ (иттрия и гадолиния) обладают высокими прочностными свойствами, и поэтому в последние годы к ним проявляется значительный интерес [1–3]. Преимущество данных магниевых сплавов по сравнению с известными магниевыми сплавами других систем состоит не только в более высоком уровне прочности при близких к комнатной температурах, но и при

повышенных (до 300°C) температурах. Высокие прочностные свойства магниевых сплавов системы Mg – Y – Gd – Zr достигаются в горячепрессованном состоянии и дополнительном искусственном старении, сопровождающемся распадом пересыщенного твердого раствора на основе магния.

Высокий уровень прочностных свойств сплавов системы Mg – Y – Gd – Zr был подтвержден на горячепрессованной плите сплава, содержащего 4,7% Y, 4,6% Gd, 0,3% Zr, Mg основа, путем испытаний на растяжение в [4]. При этом, учитывая характерную для деформированных полуфабрикатов магниевых сплавов анизотропию механических свойств [5, 6], они были определены путем растяжения в двух направлениях: вдоль оси прессования (продольном) и в поперечном направлении. Плита имела прямоугольное поперечное сечение с размерами 200 × 40 мм² и при определении механических свойств в поперечном направлении образцы растягивали перпендикулярно направлению прессования и параллельно большей поверхности плиты. Оказалось, что в плите сплава имеет место незначительная анизотропия прочностных свойств. Так отношения пределов прочности и пределов текучести для долевого и поперечного направления составили $\sigma_{Вд}/\sigma_{Вп} = 1,15$ и $\sigma_{0,2д}/\sigma_{0,2п} = 1,09$, соответственно [4], по сравнению, например, с $\sigma_{Вд}/\sigma_{Вп} = 1,28$ и $\sigma_{0,2д}/\sigma_{0,2п} = 1,78$ для горячепрессованного прутка стандартного магниевого сплава МА5 (~8,5% Al, ~0,5% Zn, ~0,3% Mn, основа Mg) [5, 6]. Причиной анизотропии прочностных свойств исследованного сплава системы Mg – Y – Gd – Zr [4] могла быть текстура.

Для горячепрессованных полуфабрикатов большинства магниевых сплавов характерно также существенное различие в значениях предела текучести на растяжение и сжатие (эффект асимметрии предела текучести при растяжении и сжатии) [5, 6].

Цель настоящей работы — исследование текстуры, возникающей в сплаве системы Mg – Y – Gd – Zr при горячем прессовании, и ее влияния на анизотропию свойств при растяжении, а также дополнительное изучение механических свойств сплава Mg – Y – Gd – Zr на сжатие в различном направлении.

Материал и методы исследования

В качестве материала для исследования использовали горячепрессованную плиту (как и в [4]) сплава, в масс. %: Y — 4,71, Gd — 4,58, Zr — 0,31, Mg — основа. Экструзию осуществляли с использованием исходной цилиндрической заготовки со степенью вытяжки 13. Поперечное сечение плиты имело размеры 200 × 40 мм². При выплавке слитка использовали

первичный магний чистотой не менее 99,9% и лигатуры Mg – Y, Mg – Gd, Mg – Zr, приготовленные с использованием магния такой же чистоты.

Для текстурных измерений вырезали образец из середины плиты по толщине. Плоскость съемки полюсных фигур была параллельна большой плоскости прессованной плиты. Текстура в виде пяти неполных полюсных фигур {00.4}, {21.1}, {10.2}, {10.3} и {11.0} была исследована методом “на отражение” с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в CoK_α -излучении. Были использованы следующие диапазоны углов наклона α — 0 – 70° и поворотов β — 0 – 360° с шагом по α и β = 5°. Падение интенсивности на периферийной части полюсной фигуры вследствие эффекта дефокусировки корректировали с помощью поправочных коэффициентов, рассчитанных исходя из условий рентгенографической съемки полюсных фигур [7]. Функцию распределения ориентировок (ФРО) рассчитывали по измеряемым полюсным фигурам, представляя в виде суперпозиции большого числа (1000) стандартных распределений с одинаковым маленьким рассеянием. Центры стандартных функций располагались на регулярной трехмерной сетке в ориентационном пространстве [8]. По данной ФРО также рассчитывали полные полюсные фигуры. Построенная ФРО является эталонной функцией, так как позволяет оценить все нюансы трехмерной текстурной функции, учитывая ее многокомпонентность и достаточно большое рассеяние максимумов. Однако работать с таким представлением трехмерной функции чрезвычайно трудно из-за большого количества стандартных текстурных функций, часто перекрывающихся вследствие близкого их расположения в трехмерном ориентационном пространстве. Практически всегда такому представлению ФРО можно поставить в соответствие приближение трехмерной функции в виде суммы нескольких стандартных функций (текстурных компонент, идеальных ориентировок с рассеянием):

$$f(\mathbf{g}) = \sum_{i=1}^N W_i f^s(\mathbf{g}, \mathbf{g}_i, \epsilon_i), \quad (1)$$

где N — количество стандартных функций, W_i — объемная доля i -й функции, $\mathbf{g}_i$ — положение центра i -й функции, ϵ_i — параметр рассеяния. Набор этих текстурных компонент выбирали из анализа сечений ФРО, рассчитанной из экспериментальных полюсных фигур. Вновь созданный файл ориентировок, включающий три Эйлера угла и предварительные параметры W_i и ϵ_i обрабатывали по программе Texhog [8]. В результате уточняются значения объемной доли ориентировок W_i . Критерием адекватности выбора

набора ориентировок был выбран минимум величины среднеквадратичного отклонения между восстановленной по полюсным фигурам ФРО и ФРО, представленной суммой отдельных ориентировок (1).

Количественный анализ текстур методом компонент [8] дает возможность оценить обобщенные факторы Шмида для активных систем деформаций в исследуемом материале.

Ориентационные факторы зависят от обобщенных факторов Шмида. Для их оценки использовали следующие соотношения [9]:

$$M_i = \frac{1}{m_i}, \quad (2)$$

где m_i — обобщенные факторы Шмида для базисного, призматического и пирамидального скольжения и двойникования, которые можно оценить для выбранной системы деформации и текстуры исследуемого сплава из соотношения:

$$m_i = \sum_{j=1}^p m_{ij} W_j, \quad (3)$$

где m_{ij} — ориентационный фактор Шмида, рассчитанный для i -й системы скольжения и j -й компоненты текстуры; W_j — объемная доля j -й компоненты текстуры; p — число компонент текстуры.

Испытания на растяжение и сжатие проводили на универсальной испытательной машине Инстрон со скоростью нагружения 1 мм/мин при комнатной температуре. Для испытаний на растяжение были приготовлены стандартные цилиндрические образцы, а для испытаний на сжатие цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Образцы вырезали так, чтобы их оси были параллельны оси прессования (долевое направление), перпендикулярны оси прессования и параллельны большой плоскости плиты (поперечное направление). Испытания проводили на образцах в горячепрессованном состоянии. Выявление микроструктуры плиты осуществляли путем травления отполированных шлифов в растворе, содержащем 60% этиленгликоля, 20% уксусной кислоты, 1% азотной кислоты и 19% воды.

Расчет анизотропии предела текучести

Для расчета анизотропии предела текучести использовали модель пластической деформации Тейлора в приближении Бишоп — Хилла (ТБХ-модель) [10, 11]. В рамках данной модели предположим, что трехосная пластическая деформация соответствует тензору деформации для растяжения

$$d\epsilon_{ij}^c = d\eta \begin{vmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -q & 0 \\ 0 & 0 & -(1-q) \end{vmatrix} \quad (4)$$

и сжатия

$$d\epsilon_{ij}^{\bar{c}} = d\eta \begin{vmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & q & 0 \\ 0 & 0 & (1-q) \end{vmatrix}, \quad (5)$$

то есть удлинению (сжатию) $d\eta$ в направлении x_1 и сжатию (удлинению) $-d\eta \cdot q$ и $-d\eta \cdot (1-q)$ в направлениях x_2 и x_3 , соответственно. В данном случае направление x_1 совпадает с направлением прессования, x_2 — с поперечным направлением, а x_3 — с нормальным направлением в образце. Если эта деформация накладывается на монокристалл (зерно), будет совершаться работа деформации, которая может быть записана в общей форме

$$dA = \tau_0 M (q \cdot g') d\eta, \quad (6)$$

где τ_0 — определенный коэффициент напряжений; M — геометрический коэффициент, который зависит от параметра q тензора деформаций и ориентировки g' осей кристаллита по отношению к главным осям тензора деформаций. Согласно ТБХ-модели равных деформаций каждое зерно подвержено тому же самому деформированному состоянию, что и поликристаллический материал, то есть тензоры деформации (4), (5) зерен равны тензорам деформации образцов

$$d\epsilon_{ij}^c = d\epsilon_{ij}^p. \quad (7)$$

Теперь мы вводим в рассмотрение поликристаллический материал, обладающий определенной текстурой, описываемой ФРО $f(g)$, где g — ориентировка осей кристаллита по отношению координатных осей образца, то есть направления прокатки, поперечного направления и направления нормали, соответственно. Главные оси деформации могут отклоняться от координатных осей образца поворотом g_0 . Тогда ориентировка g' в формуле (6) определяется исходя из ориентировки g относительно координатной системы образца поворотом

$$g' = g \cdot g_0, \quad (8)$$

который означает, что сначала выполняется вращение g_0 , а затем вращение g . Среднее значение работы деформации, полученное по ориентировкам всех кристаллитов задается как

$$\bar{dA} = \tau_0 \bar{M} (q, g_0) d\eta, \quad (9)$$

$$\text{где } \bar{M} (q, g_0) = \int M (q, g \cdot g_0) f(g) d(g'). \quad (10)$$

Интеграл может быть легко вычислен, если обе функции (ориентационную функцию фактора Тейлора $M(q, g')$ и ФРО $f(g)$) разложить в ряд по обобщенным сферическим гармоникам $T_{\lambda}^{\mu\nu}$ соответствующей симметрии [11, 12] и $M(q, g')$ также разложить в степенной ряд по q

$$f(g) = \sum_{\lambda=0(2)}^{\infty} \sum_{\mu=1(1)}^{M(\lambda)} \sum_{\nu=0(1)}^{\lambda} C_{\lambda}^{\mu\nu} T_{\lambda}^{\mu\nu}(g), \quad (11)$$

$$\dot{I}(q, g') = \sum_{\lambda=0(2)}^L \sum_{\mu=1(1)}^{M(\lambda)} \sum_{\nu=0(1)}^{\lambda} \sum_{\rho=0(1)}^r m_{\lambda\rho}^{\mu\nu} T_{\lambda}^{\mu\nu}(g') q^{\rho}, \quad (12)$$

Здесь $C_{\lambda}^{\mu\nu}$ — коэффициенты ФРО, которые рассчитывают по экспериментальным полюсным фигурам с помощью гармонического метода гребневых оценок [7], при этом система координат образцов для измерения полюсных фигур совпадает с выбранной нами внешней системой координат в данном методе расчета; $m_{\lambda\rho}^{\mu\nu}(q)$ — коэффициенты разложения ориентационной функции фактора Тейлора в ряд по обобщенным сферическим гармоникам, которые можно определить из вычисления интеграла

$$m_{\lambda\rho}^{\mu\nu}(q) = (2\lambda + 1) \int M(q, g') T_{\lambda}^{\mu\nu*}(g') dg', \quad (13)$$

где $T_{\lambda}^{\mu\nu*}(g')$ — комплексно сопряженные обобщенные сферические гармоники.

Далее предположим, что g_0 — поворот на угол α вокруг оси x_3 , то есть нормального направления образца. Тогда $\bar{M}(q, \alpha)$ после подстановки (11) и (12) в (10) и интегрирования примет вид [11, 12]

$$\bar{M}(q, \alpha) = \sum_{\lambda=0(2)}^L \sum_{\mu=1(1)}^{M(\lambda)} \sum_{\nu=0(1)}^{\lambda} \sum_{\rho=0(1)}^r \frac{m_{\lambda\rho}^{\mu\nu} C_{\lambda}^{\mu\nu} \cos \nu \alpha q^{\rho}}{2\lambda + 1}. \quad (14)$$

Если образец вытягивается в эксперименте по свободному растяжению (или сжатию), то $d\eta$ фиксируется условиями эксперимента, а параметр q — нет. Он будет принимать такое значение, чтобы работа деформации была минимальной [12], что требует

$$\frac{\partial \bar{M}(q, \alpha)}{\partial q} = 0. \quad (15)$$

Совместное решение уравнения (15) с уравнением (14) дает $q = q_{\min}(\alpha)$, которое, как предполагается, является действительным значением параметра q тензора деформации. Подставляя $q = q_{\min}(\alpha)$ в уравнение (14), можно получить значения $\bar{M}(q_{\min}, \alpha)$, пропорциональные пределу текучести при растяжении (сжатии). Чтобы рассчитать усредненный ориентационный фактор по описанному выше алгоритму, прежде всего необходимо построить ориентационную функцию фактора

Тейлора $M(q, g')$. Эта функция строится для конкретного материала с учетом особенностей его пластического деформирования по определенным кристаллографическим системам деформации. Мы использовали для построения данной функции модель пластической деформации Тейлора в приближении Бишоп — Хилла. Основное предположение данной модели заключается в том, что каждое отдельное зерно поликристаллического образца деформируется аналогично с макродеформацией всего образца. Для того, чтобы применить данное приближение, необходимо найти всевозможные напряженные состояния, которые могут одновременно активизировать по крайней мере пять независимых систем деформаций. Как только такие напряженные состояния для множественного скольжения становятся известны, напряженное состояние, которое будет активизировать введение соответствующего деформированного состояния, выбирается исходя из принципа максимальной работы. Для материалов с гексагональной структурой, к которым относятся исследуемые магниевые сплавы, применение данного подхода связано с рядом трудностей. Причина, главным образом, заключается в недостаточном количестве активных систем деформации, чтобы обеспечить произвольное формоизменение материала при деформации. Также необходимо иметь количественную информацию о критических напряжениях сдвига (КНС) для систем деформации. Пластическая деформация при одноосном нагружении (растяжении и сжатии) исследуемого магниевого сплава обеспечивается базисным $\{0001\}$ и призматическим $\{1010\}$ скольжением дислокаций вдоль направления $\langle 1120 \rangle$, пирамидальным $\{1122\}$ скольжением дислокаций вдоль направления $\langle 1123 \rangle$ и двойникованием $\{1012\}\langle 1011 \rangle$ для обеспечения деформации растяжения и сжатия вдоль оси c [13]. Значения КНС систем деформации определяются в зависимости от температуры, скорости и степени деформации, начальной структуры, химического состава. В приближении равных деформаций мы применили принцип максимальной работы Бишоп и Хилла, причем всевозможные напряженные состояния, которые могут активизировать одновременно по крайней мере пять независимых систем деформации, рассчитывали, используя методику Тхонбурга и Пихлера [10, 11]. Для заданного значения q величина $M(q, g')$ определяется отношением максимальной для заданной ориентировки зерна работой деформации, нормированной на единичную деформацию к значению КНС для призматической системы скольжения. Затем аналогичная процедура повторяется для различных ориентировок $g = \{\phi_1, \Phi, \phi_2\}$ (где $\phi_1, \Phi,$

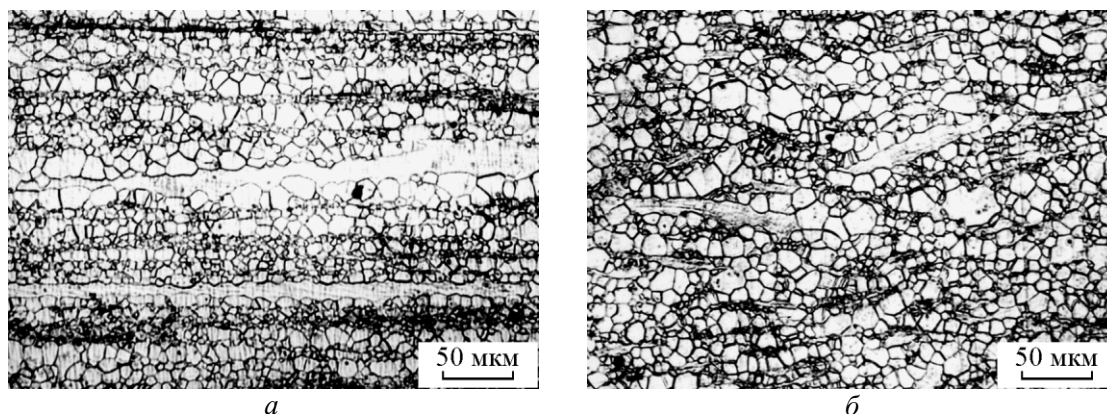


Рис. 1. Микроструктура плиты сплава, в плоскости параллельной (а) и перпендикулярной (б) направлению прессования.

φ_2 — углы Эйлера), в приближении моноклинной симметрии изменяющихся в диапазоне $0 < \varphi_1 < 180^\circ$, $0 < \Phi < 90^\circ$, $0 < \varphi_2 < 60^\circ$ с шагами 3° для каждого угла и 0,1 для q значения ($0 < q < 1$). В результате мы получаем нормированные $M(q, g')$ ориентационные функции. Затем, используя выше описанную процедуру, мы определяли угловую зависимость анизотропии предела текучести в полуфабрикатах магниевых сплавов, причем коэффициенты ФРО $C_{\lambda}^{\mu\nu}$ рассчитывали из полюсных фигур по методу [7]. Данный алгоритм расчета анизотропии предела текучести был модифицирован для образцов магниевых сплавов, обладающих моноклинной симметрией образца. Представленные алгоритмы были реализованы с помощью соответствующих компьютерных программ, созданных для персональных компьютеров.

Результаты исследования и обсуждения

Микроструктура

После горячего прессования в плите сплава формируется преимущественно рекристаллизованная структура магниевого твердого раствора со сред-

ним размером рекристаллизованного зерна в долевом и поперечном направлениях, соответственно, 7,8 и 7,1 мкм (рис. 1), при этом степень вытянутости зерен вдоль направления прессования минимальна. Наряду с мелкими рекристаллизованными зернами в структуре плиты присутствуют, занимая меньший объем, длинные оставшиеся не рекристаллизованными зерна, вытянутые вдоль направления прессования. В структуре выявлены также мелкие кристаллиты циркониевой фазы [14], которые согласно диаграмме состояния Mg – Zr [15], представляют собой α Zr. Кристаллы циркониевой фазы располагаются в структуре плиты в виде цепочек темных включений, вытянутых вдоль направления прессования.

Текстура

На рис. 2 приведены полюсные фигуры $\{00.4\}$, $\{21.1\}$ и $\{11.0\}$ горячепрессованной плиты. Видно, что в сплаве после горячего прессования формируется рассеянная двухкомпонентная базисная + призматическая текстура. Это также подтверждает ФРО, построенное по полюсным фигурам (рис. 3). На данном ФРО есть лишь несколько максимумов, включая

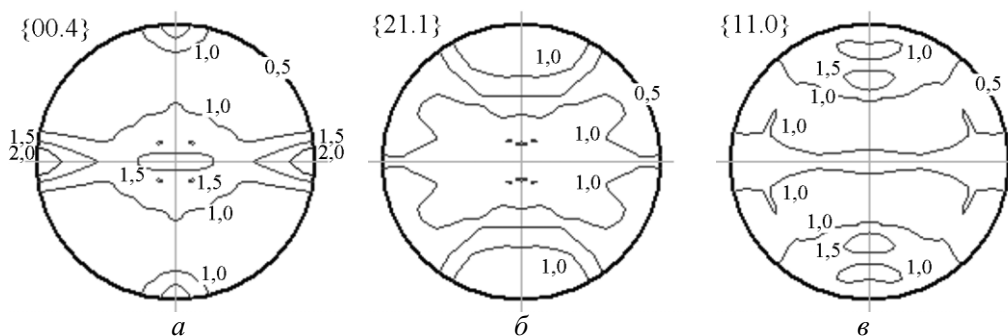


Рис. 2. Полюсные фигуры: а — $\{00.4\}$, б — $\{21.1\}$, в — $\{11.0\}$ горячепрессованной плиты сплава.

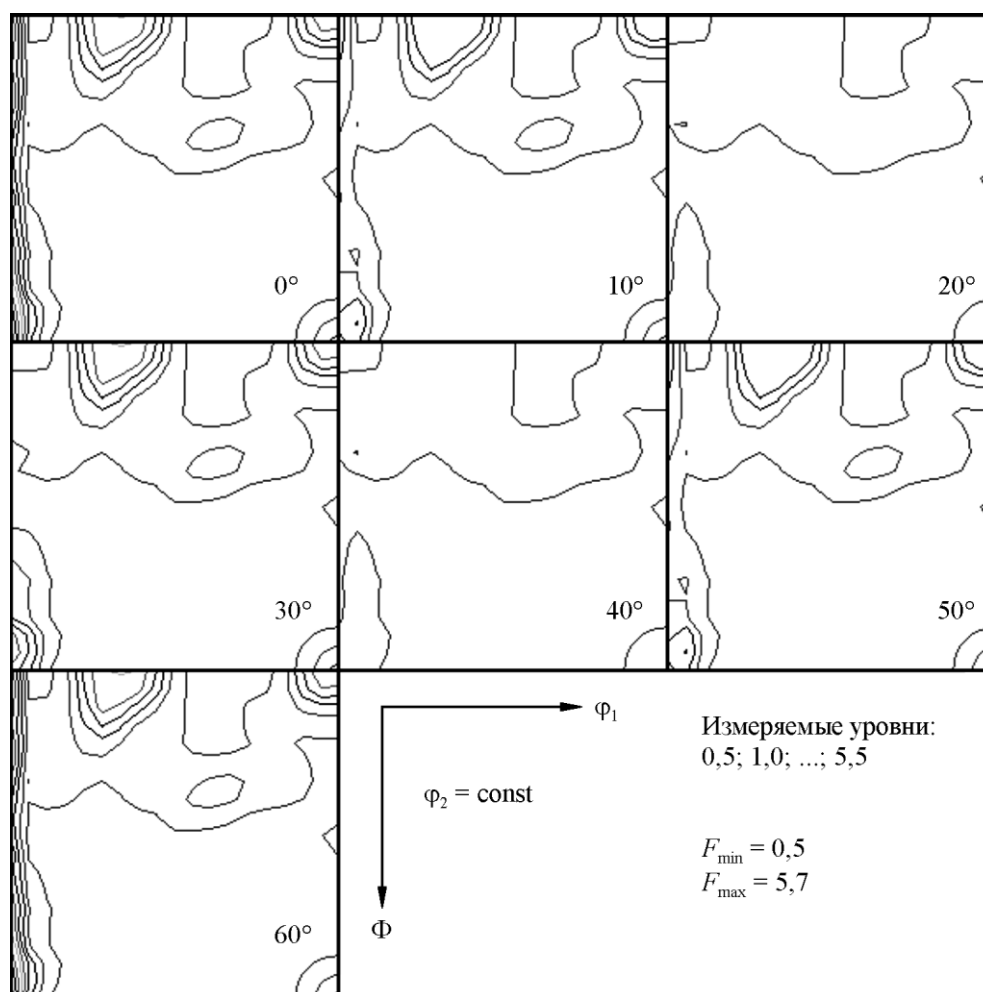


Рис. 3. ФРО прессованной полосы исследуемого сплава.

Таблица 1

Основные ориентировки горячепрессованного образца, их объемные доли
и соответствующие им факторы Шмида и ориентационные факторы

№	Углы Эйлера (по Бунге), град.			W_j	m_j для (0001) [1120]		m_j для (1010) [1120]		m_j для <c+a>		m_j для {1012} [1011]	
	Φ_1	Φ	Φ_2		0°	90°	0°	90°	0°	90°	0°	90°
1	0	80	0	0,006	0	0	0,289	0,289	0,223	0,223	0,250	0,250
2	0	90	0	0,008	0	0	0,289	0,289	0,223	0,223	0,250	0,250
3	0	65	0	0,007	0	0	0,289	0,289	0,223	0,223	0,250	0,250
4	0	50	0	0,006	0	0	0,289	0,289	0,223	0,223	0,250	0,250
5	60	0	0	0,005	0	0	0,289	0,289	0,223	0,223	0,249	0,249
6	0	23	0	0,008	0	0	0,289	0,289	0,223	0,223	0,250	0,250
7	0	0	0	0,001	0	0	0,289	0,289	0,223	0,223	0,250	0,250
8	90	90	0	0,007	0	0	0	0	0,447	0,447	0,499	0,499
9	30	0	30	0,004	0	0	0,289	0,289	0,223	0,223	0,249	0,249
10	90	0	30	0,002	0	0	0,289	0,289	0,223	0,223	0,249	0,249
11	0	85	30	0,006	0	0	0,289	0,289	0,223	0,223	0,249	0,249
12	90	90	30	0,004	0	0	0	0	0,447	0,447	0,499	0,499
13	58	32	30	0,006	0,245	0,266	0,254	0,254	0,147	0,147	0,162	0,123
14	0	70	30	0,004	0	0	0,289	0,289	0,223	0,223	0,249	0,249
Бестектурная составляющая				0,926	0,146	0,146	0,111	0,111	0,076	0,076	0,062	0,062
Обобщенный фактор Шмида					0,137	0,137	0,121	0,121	0,089	0,089	0,078	0,078
Ориентационный фактор					7,32	7,31	8,28	8,28	11,25	11,25	12,80	12,84

Таблица 2

Механические свойства горячепрессованного образца

	Направление вырезки образцов	Относительное удлинение, %	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа
сжатие	долевое	20,7	249,5	484,8
	поперечное	12,9	224,3	466,6
растяжение	долевое	21,4	231	322
	поперечное	17,8	215	296

компоненты базисной и призматической текстуры, с ориентационной плотностью $F = 4,0 - 5,7$. Объемная доля этих ориентировок представлена в табл. 1 и составляет в сумме 0,074. Объемная доля бестекстурной составляющей преобладает и составляет 0,926. Такие рассеянные текстуры встречаются в сплавах магния с РЗМ. Например, в сплаве системы Mg – Gd – Y – Zr Elektron 675 с суммарной весовой концентрацией легирующих элементов 14% после прессования с коэффициентом вытяжки 17 при 475°C обнаружили слабую текстуру, близкую к бестекстурному состоянию с максимальной плотностью ориентировок $P = 2,1$ [3]. Основной причиной появления таких текстур авторы этой работы считают замедленный частицами вторичных фаз преимущественный рост зерен в процессе динамической рекристаллизации сплавов. Это предположение подтверждается после обработки на твердый раствор при температуре 525°C в течение 2 ч данного состояния прессованного сплава, когда происходит растворение частиц вторичной фазы, а текстура сплава кардинально изменяется за счет появления базисной компоненты с $P = 4,0$. В нашем случае эту функцию по формированию рассеянной текстуры с большой объемной долей бестекстурной компоненты в процессе горячего прессования, вероятно, выполняют частицы циркониевой фазы [14]. В табл. 1 также приведены обобщенные факторы Шмида и ориентационные факторы для двух направлений испытаний: вдоль (0°) и поперек (90°) направления прессования.

Анизотропия предела текучести

В табл. 2 приведены экспериментальные значения механических свойств сплава при сжатии и растяжении (для долевого и поперечного направлений испытаний).

Видно, что значения предела текучести при растяжении и сжатии близки между собой как в продольном, так и в поперечном направлениях.

В модели Тейлора для расчета анизотропии использованы отношения критических напряжений

сдвига, найденные из отношений ориентационных факторов [16]:

$$n = \frac{\tau_{кри}}{\tau_{крб}} = \frac{\mu_i}{\mu_b}, \quad (16)$$

где $\tau_{кри}$, $\tau_{крб}$ — критические направления сдвига на i -й и базисной системах скольжения, μ_i , μ_b — ориентационные факторы на i -й и базисной системах скольжения, соответственно.

Для образца исследуемого при растяжении были учтены базисная, призматическая и пирамидальная системы скольжения, при сжатии — базисная, призматическая и двойникование {1012} [1011].

Коэффициенты анизотропии можно рассчитать по соотношению

$$k_{арасч} = \frac{M_0}{M_{90}}, \quad (17)$$

где M_0 и M_{90} найдены по формуле (14) с применением условия (15) для углов $\alpha = 0$ и $\alpha = 90$, соответственно.

Коэффициенты анизотропии для экспериментальных значений пределов текучести определяются по формуле:

$$k_{эксп} = \frac{\sigma_{0,2д}}{\sigma_{0,2п}}, \quad (18)$$

где $\sigma_{0,2д}$, $\sigma_{0,2п}$ — пределы текучести в долевым и поперечном направлениях, соответственно.

Полученные коэффициенты показывают слабо-выраженную анизотропию свойств в сплаве системы Mg – Y – Gd – Zr при растяжении и сжатии. Результаты расчетных коэффициентов анизотропии достаточно хорошо согласуются с аналогичными экспериментальными данными. Таким образом, выявленная слабая анизотропия предела текучести как при

Таблица 3

Отношение КНС

Отношение КНС	Система скольжения			
	Базисная	Призматическая	Пирамидальная	Двойникование
$\tau_{кри}/\tau_{крб}$	1,00	1,13	1,54	1,75

Таблица 4

Экспериментальные $k_{\text{эксп}}$ и рассчитанные $k_{\text{арасч}}$ коэффициенты анизотропии при растяжении и сжатии

	Растяжение	Сжатие
$k_{\text{эксп}}$	1,07	1,08
$k_{\text{арасч}}$	1,035	1,04

растяжении, так и при сжатии обусловлена с одной стороны слабой текстурой сплава после горячего прессования, а с другой (как следствия такой текстуры) — достаточно высокой активностью небазисных систем деформации и, в первую очередь, призматического скольжения при испытаниях на растяжение и сжатие при комнатной температуре по отношению к базисному скольжению (табл. 3).

Асимметрия предела текучести при растяжении и сжатии

Значения предела текучести при растяжении и сжатии сплава не очень сильно отличаются друг от друга, как в продольном, так и в поперечном направлениях (табл. 2). Это указывает на слабый эффект асимметрии предела текучести в исследуемом сплаве, что значительно отличается от соответствующих величин для других деформируемых магниевых сплавов [5, 6]. Насколько величина асимметрии предела текучести зависит от текстуры данного сплава можно также оценить в рамках представленной выше методики расчета усредненных ориентационных факторов течения с учетом текстуры исследуемого сплава. Результаты экспериментального и расчетного эффекта асимметрии предела текучести при растяжении и сжатии для двух направлений (долевого и поперечного) представлены в табл. 5.

Таблица 5

Экспериментальная и расчетная асимметрия предела текучести при растяжении и сжатии

	Эксперимент	Расчет
$\sigma_{0,2\text{д}}^{\text{с}} / \sigma_{0,2\text{д}}^{\text{р}}$	1,08	1,09
$\sigma_{0,2\text{п}}^{\text{с}} / \sigma_{0,2\text{п}}^{\text{р}}$	1,04	1,05

$\sigma_{0,2\text{д}}^{\text{с}}, \sigma_{0,2\text{д}}^{\text{р}}$ и $\sigma_{0,2\text{п}}^{\text{с}}, \sigma_{0,2\text{п}}^{\text{р}}$ — пределы текучести при сжатии и растяжении для долевого и поперечного направлений, соответственно.

Из табл. 5 видно, что экспериментальные и расчетные величины хорошо согласуются между собой. Таким образом, слабый эффект асимметрии предела текучести в данном сплаве обусловлен типом текстуры, формирующейся после горячего прессования в сплаве и зависящим от него соотношением критических напряжений сдвига на основных

системах деформации, действующих при растяжении и сжатии при комнатной температуре.

Выводы

1. В сплаве системы Mg – Y – Gd – Zr после горячего прессования формируется рассеянная двухкомпонентная (базисная + призматическая) текстура с объемной долей бестекстурной составляющей более 90%.

2. Слабая анизотропия предела текучести и незначительный эффект асимметрии предела текучести при растяжении и сжатии данного сплава при комнатной температуре, обусловлены выявленным типом текстуры прессования и повышенной активностью небазисных систем деформации и, в первую очередь, призматического скольжения.

Литература

1. Liu X.B., Chen R.S., Han E.H. Effects of ageing treatment on microstructures and properties of Mg – Gd – Y – Zr alloys with and without Zn additions. J. Alloy Compd., 2008, v. 465, p. 232 – 238.
2. Twier A.M., Robson J.B., Lorimer G.W., Rogers P. A study of the microstructure of cast and extruded Electron 675. Proceedings: Magnesium. 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications". Weimar, Germany, WILEI-VCH GmbH&Co, KGaA. 2009, p. 33 – 39.
3. Twier A.M., Robson J.B., Lorimer G.W., Rogers P. Texture development in the extruded magnesium-yttrium-gadolinium alloy Electron 675. Proceedings: Magnesium. 8th International Conference on Magnesium Alloys and their Applications". Weimar, Germany, WILEI-VCH GmbH&Co, KGaA, 2009, p. 484 – 490.
4. Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Никитина Н.И., Тарыгина И.Е. Исследование свойств высокопрочного магниевого сплава системы Mg – Y – Gd – Zr. МиТОМ, 2010, № 12, с. 15 – 18.
5. Конструкционные материалы. Справочник. Под общей редакцией Б.Н.Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990, 688 с.
6. Рохлин Л.Л., Миклина Н.В. Использование метода твердости для оценки анизотропии механических свойств магниевых сплавов. Заводская лаборатория, 1984, № 10, с. 62 – 64.
7. Серебряный В.Н., Куртасов С.Ф., Литвинович М.А. Изучение ошибок ФРО при обращении полюсных фигур с использованием статистического метода гребневых оценок. Заводская лаборатория, 2007, т. 73, № 4, с. 29 – 35.
8. Куртасов С.Ф. Методика количественного анализа текстур прокатки материалов с кубической симметрией кристаллической решетки. Заводская лаборатория, 2007, т. 73, № 7, с. 29 – 35.

9. Серебряный В.Н., Добаткин С.В., Копылов В.И. Влияние текстуры и микроструктуры на механические свойства сплава МА2-1 после равноканального углового прессования. *Технология легких сплавов*, 2009, № 3, с. 28 – 35.
10. Thornburg D.R., Piehler H.R. An analysis of constrained deformation by slip and twinning in hexagonal close packed metals and alloys. *Metallurgical Transactions*, 1975, v. 6A, p. 1511 – 1523.
11. Серебряный В.Н., Позднякова Н.Н. Количественная оценка коэффициента нормальной анизотропии листов сплава AZ31. *Металлы*, 2009, № 1, с. 66 – 72.
12. Bunge H.J. Technological applications of texture analysis. *Z. Metallkde*, 1985, v. 76, p. 457 – 470.
13. Yoo M.H. Slip, twinning and fracture in hexagonal close-packed metals. *Metallurgical Transactions*, 1981, v. 12A, p. 409 – 418.
14. Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Никитина Н.И., Тарытина И.Е., Лукьянова Е.А. Поведение при отжиге высокопрочного магниевого сплава ИМВ7-1 системы Mg – Y – Gd – Zr. *Перспективные материалы*, 2011, № 6, с. 53 – 58.
15. Диаграммы состояния металлических систем. Справочник в 3-х томах. Под общей редакцией Н.П.Лякишева. М.: Машиностроение, т. 3, кн. 1, 1999, с. 349 – 351.
16. Männel P., Höttsch G. On the problem of an average orientation factors for hexagonal metals. *Physica Status Solidi*, 1971, v. 6A, p. 597 – 604.

Статья поступила в редакцию 19.11.2012 г.

Серебряный Владимир Нинелович — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской Академии наук (г. Москва), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник, ведущий научный сотрудник. Специалист в области методов количественного текстурного анализа металлов и сплавов и его приложений. E-mail: vns@imet.ac.ru.

Рохлин Лазарь Леонович — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской Академии наук (г. Москва), доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник. Специалист в области металловедения магниевых сплавов с добавками РЗМ. E-mail: rokhlin@imet.ac.ru.

Моница Анастасия Николаевна — Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской Академии наук (г. Москва), инженер. E-mail: anastasia_mnn@mail.ru.