

УДК 669.721.5

*А.А. Петров<sup>1</sup>, К.А. Сперанский<sup>1</sup>*

**МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ: ПЕРСПЕКТИВНЫЕ  
ОТРАСЛИ ПРИМЕНЕНИЯ, ПРЕИМУЩЕСТВА И НЕДОСТАТКИ (обзор).  
Часть 2. Механизм деформации и анизотропия  
механических свойств магниевых сплавов**

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-12-24

*Магниевые сплавы являются наиболее легкими металлическими конструкционными материалами, обладающими рядом преимуществ, таких как низкая плотность, технологичность и высокая демпфирующая способность. В данной статье разбираются анизотропия механических свойств магниевых сплавов, связанная с текстурой получаемых полуфабрикатов и изделий, связь легирующих элементов с кристаллографическими параметрами решетки, а также оцениваются преобладающие в различных системах легирования механизмы деформации.*

**Ключевые слова:** магниевые сплавы, анизотропия механических свойств, двойникование, система скольжения, полюсная плотность, текстура.

*А.А. Petrov<sup>1</sup>, К.А. Speransky<sup>1</sup>*

**MAGNESIUM ALLOYS: PROSPECTIVE INDUSTRIES  
OF APPLICATION, ADVANTAGES AND DISADVANTAGES (review).  
Part 2. Mechanism of deformation and anisotropy  
of mechanical properties of magnesium alloys**

*Magnesium alloys are the lightest of metallic structural materials with a number of advantages, such as low density, manufacturability and high damping capacity. In this part of the review, the article deals with the anisotropy of the mechanical properties of magnesium alloys associated with the texture of the resulting semi-finished products and products, the relationship of alloying elements with the crystallographic lattice parameters, as well as the deformation mechanisms prevailing in various alloying systems.*

**Keywords:** magnesium alloys, anisotropy of mechanical properties, twinning, slip system, pole density, texture.

---

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute»]; e-mail: admin@viam.ru

**Введение**

Для современных тенденций характерно заметное повышение интереса к магниевым сплавам в связи с их использованием в таких областях промышленности, как аэрокосмическая сфера, электроника, автомобилестроение и медицина. В настоящее время уже разработан обширный комплекс систем легирования магниевых сплавов – наиболее перспективными являются те, в которых в качестве легирующих компонентов используются редкоземельные металлы (РЗМ) и литий.

---

\* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 10 (104), 2021.

В работе [1] продемонстрирована эффективность расчетно-эмпирических методов оценки анизотропии магниевых сплавов при прогнозировании работоспособности изделий из данного класса сплавов, обладающих существенной анизотропией механических свойств. Многочисленные результаты исследований магниевых сплавов показали, что механические свойства практически невозможно интерпретировать количественно и, как следствие, прогнозировать их без информации о текстуре и задействованных механизмах деформации. Легирование может менять как тип и остроту текстуры, так и преобладающий механизм деформации, что дополнительно затрудняет поиск надежной корреляции между легированием магниевых сплавов, текстурой и анизотропией свойств. В связи с этим актуальным является исследование закономерностей влияния различных легирующих элементов на механизм деформации и анизотропию механических свойств.

### Механизм деформации и анизотропия механических свойств магниевых сплавов

Ограниченная пластичность магниевых сплавов представляет серьезную проблему и препятствует практическому применению этих материалов. Это ограничение напрямую ведет к высоким производственным затратам и низкой производительности. Например, для классических магниевых сплавов экструзия, как правило, проходит медленнее, чем для алюминиевых сплавов, вследствие того, что температурный интервал, в котором материал пригоден для обработки, но еще не плавится, довольно узкий. В результате этого сортамент на производство листов из магниевых сплавов до сих пор ограничен горячекатаными листами. В отличие от стали или алюминия, которые можно обрабатывать в холодном состоянии, основные технологические процессы при деформации магния выполняются при повышенных температурах – как правило, в интервале температур от 300 до 450 °С. С кристаллографической точки зрения магний отличается от алюминия или стали наличием гексагональной кристаллической решетки. При комнатных условиях в магнии реализуются только два основных механизма деформации: базисное скольжение  $(0001) \langle 11\bar{2}0 \rangle$  и двойникование  $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$  (рис. 1) [1, 2].

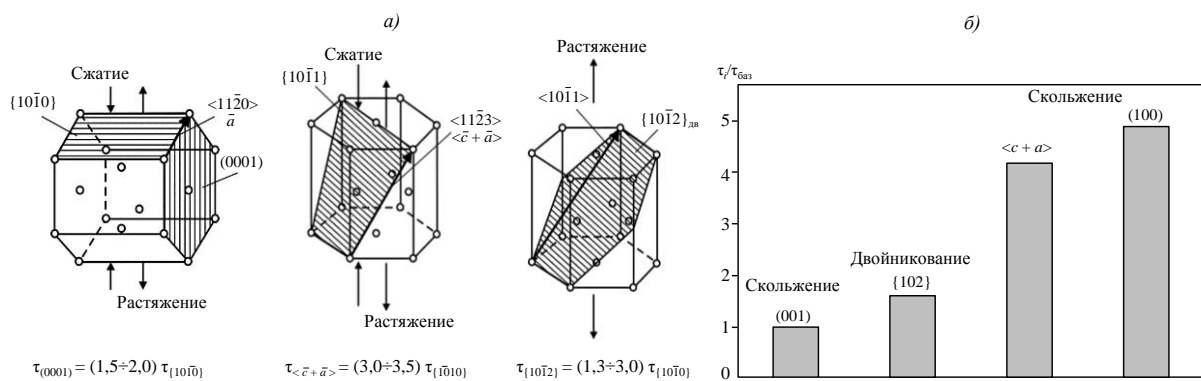


Рис. 1. Механизмы деформации (а) и соотношение между критическими приведенными напряжениями сдвига ( $\tau$ ) систем сдвига (б) в магниевых сплавах (дв – двойникование)

В плоскости  $(0001)$  имеется три различных направления  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ , поэтому кристаллическая ячейка магния может иметь только две независимые системы скольжения и три геометрические. Все остальные системы скольжения, такие как призматическое  $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$  или пирамидальное  $\{10\bar{1}1\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ , имеют такое же скольжение по плоскости  $\langle a \rangle$ , однако для их активации требуются более высокие, по сравнению с базисными, величины критического приведенного напряжения сдвига (КПНС). Вследствие этого у этих сплавов низкая технологичность при комнатной температуре, и в то же время у них отсутствуют деформации вне базисной плоскости.

Типичный лист, полученный по промышленной технологии, из магниевого сплава характеризуется сильно выраженной базисной текстурой с превалирующей ориентацией зерен в базисной плоскости, параллельной плоскости листа. При нагружении в направлениях, параллельных или перпендикулярных плоскости листа, базисная, призматическая и пирамидальная сдвиговые системы скольжения не способны реализовать какую-либо деформацию, поскольку все они имеют направление скольжения, параллельное базисной плоскости, и результирующая деформация сдвига для всех систем скольжения равна нулю. Для таких случаев требуются векторы скольжения с компонентой вне базисной плоскости. Это можно компенсировать скольжением по пирамидальной плоскости  $\{1\bar{1}\bar{2}2\}$  в направлении  $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ , которое называется пирамидальным  $\langle c+a \rangle$ -скольжением. Эта система скольжения одновременно включает пять независимых систем скольжения, удовлетворяя критерию фон Мизеса для произвольного изменения формы.

С другой стороны, такая система имеет существенно больший вектор скольжения по сравнению со скольжением в направлении плотной упаковки, следовательно, существенно более высокую величину КПНС. Пирамидальное скольжение  $\langle c+a \rangle$  в магнии обычно требует значительно больших энергий – в основном термической активации, т. е. высоких температур.

Помимо  $\langle c+a \rangle$ -скольжения, компонента сдвига, параллельная оси  $c$  может обеспечить механическое двойникование на пирамидальных плоскостях  $\{10\bar{1}2\}$  и  $\{10\bar{1}1\}$ . Превалирующей системой двойникования в магнии является  $\{10\bar{1}2\}$ . Эта система двойникования возникает при растяжении вдоль оси  $c$ , и, следовательно, для случая прокатки листов с выраженной текстурой этот тип двойникования, очевидно, задействовать невозможно. Однако при сжатии двойникование  $\{10\bar{1}1\}$  создает благоприятную деформацию сжатия вдоль оси  $c$ , и поскольку для данной системы значения КПНС достаточно высокие, призматическое  $\langle c+a \rangle$ -скольжение также активируется.

В работе [3] исследована текстурная зависимость напряжений течения с кристаллографическими механизмами деформации сжатием чистого магния и сплавов составов\*: Mg–0,5Th и Mg–4Li. Проведено исследование анизотропии текучести монокристаллов и текстурированных поликристаллов различной ориентации на одноосное растяжение и сжатие, а также на сжатие в условиях однокомпонентной плоской деформации, когда растяжение в плоскости сжатия реализуется в одном направлении за счет стеснения деформации в плоскости  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  остальных направлений. Установлено, что сжатие вдоль плоскостей  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  и  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  с растяжением вдоль оси  $[0001]$  осуществляется  $\{10\bar{1}2\}$ -двойникованием, которое исчерпывается при достижении пороговой деформации ~6 %. При этом кристалл с ориентировкой  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  после переориентировки по системе двойникования  $\{10\bar{1}2\}$  благоприятен для активации базисного скольжения, поэтому деформировался при базисном скольжении при более низких напряжениях течения по сравнению с кристаллом с ориентировкой  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ , переориентированным тем же двойникованием, так как он уже не благоприятен для активации базисного скольжения и вынужден деформироваться  $\{10\bar{1}1\}$ -двойникованием. Заметим, что для монокристаллов при сжатии в направлении  $[0001]$  деформация реализуется базисным скольжением вследствие крайне малых значений КПНС и, как следствие, отклонение от идеальной ориентировки в пределах 0,5 градуса делает его предпочтительным по сравнению с  $\{10\bar{1}1\}$ -двойникованием. При этом из-за небольшой величины фактора Шмида напряжения течения для этой ориентировки максимальны.

\* Здесь и далее – в % (по массе).

Двойникование имеет важное значение при деформации магниевых сплавов и помогает выполнению условия Мизеса, которое для обеспечения однородной деформации требует наличия пяти независимых систем сдвига. Изучению данного процесса посвящены многие научные работы, в которых рассматриваются особенности двойникования в магниевых сплавах [4–11]. В работе [6] методом дифракции обратноотраженных электронов (EBSD) исследовали особенности  $\{10\bar{1}2\}$ -двойникования при испытании листа толщиной 50 мм из сплава AZ31 на растяжение и сжатие вдоль направлений нормали (НН) и прокатки (НП) (табл. 1).

Таблица 1

**Влияние направления испытания на свойства при растяжении и сжатии листов из сплава AZ31 [6]**

| Направление испытания | Растяжение           |                  |              | Сжатие               |                  |
|-----------------------|----------------------|------------------|--------------|----------------------|------------------|
|                       | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа |
| НП                    | 147                  | 250              | 13           | 66                   | 345              |
| НН                    | 58                   | 283              | 17           | 135                  | 300              |

Эволюция морфологии двойников показана на рис. 2. При сжатии в направлении НП большая часть двойников образуется на ранней стадии деформации (<2 %), причем они ориентированы почти параллельно друг другу (рис. 2, а). Далее доминирует их рост до 6 % (рис. 2, б), а затем коалесценция растущих двойников, в результате чего микроструктура уже при 8 % деформации не содержит характерных следов двойникования (рис. 2, в). При растяжении в направлении НН (рис. 2, г–е) морфология двойников более сложная – они имеют разные ориентации и пересечения. Кроме того, процесс зарождения двойников продолжается до поздних стадий деформации (рис. 2, г, д), а более существенные изменения текстуры при растяжении в направлении НН инициируются при больших деформациях по сравнению со сжатием в направлении НП (рис. 2, д).

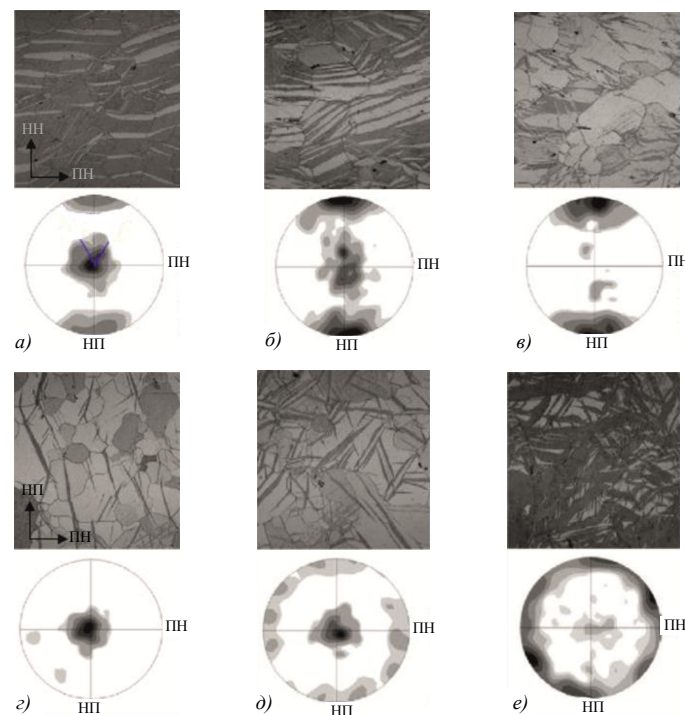


Рис. 2. Микрофотографии и полюсные фигуры рефлекса (0002) образцов, вырезанных из листа с базисной текстурой, испытанных на сжатие в направлении прокатки (НП) при деформации 2 (а), 4 (б) и 8 % (в), а также при растяжении в направлении нормали (НН) на 2 (г), 4 (д) и 8 % (е) (ПН – поперечное направление); двойникованные области показаны белым (а–в) и черным цветом (г–е) [6]

В работе [11] для идентификации возникающих механизмов деформации анализировали изменение текстуры образцов при деформации сжатия в осевом направлении прутков на 2–8 % (рис. 3).

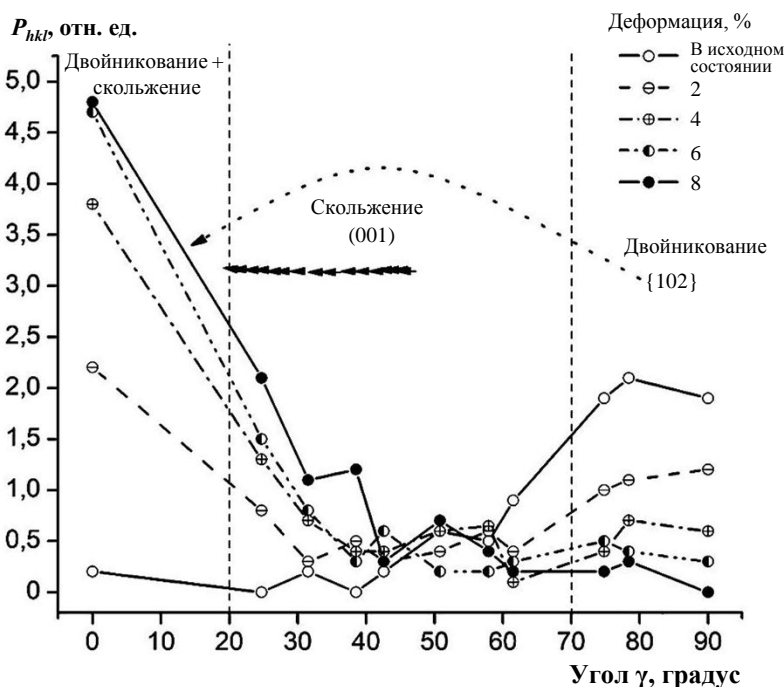


Рис. 3. Изменение полюсной плотности рефлексов при испытании на сжатие образцов из сплава МА5:  $\gamma$  – угол между осью  $c$  и нормалью к рефлексу ( $hkl$ ); двойникование + скольжение – «новые» зерна, образованные в результате двойникования и скольжения [11]

Как при холодной обработке листового проката, так и при холодной экструзии магниевых сплавов сталкиваются с аналогичными трудностями. Во время обработки экструзией базисные плоскости деформируемого материала обычно выстраиваются параллельно осевому направлению, образуя прочную аксиальную текстуру  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ . Последующее нагружение при сжатии вдоль осевого направления эквивалентно деформации растяжения, осуществляемой параллельно оси  $c$  кристаллов, – таким образом активируется растягивающее  $\{10\bar{1}2\}$ -двойникование. Это двойникование при растяжении вызывает изменение ориентации на 86,3 градуса поворотом относительно оси  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ , в результате чего базисные плоскости сдвойникованных зерен поворачиваются на 86,3 градуса от их исходной ориентации, так что их ось  $c$  точно совпадают с направлением сжатия. Эта микроструктурная эволюция обычно происходит при пластической деформации до порогового значения в 6 % и вызывает значительное и неблагоприятное изменение текстуры.

Исходя из расчетов, дальнейшая деформация не может компенсироваться по причине отсутствия других свободных механизмов деформации по оси  $c$ . Этот факт существенно ограничивает пластичность при экструзии магния при сжатии в осевом направлении. Для обратного случая растягивающего нагружения в осевом направлении ось  $c$  кристаллов будет испытывать сжатие, которое, однако, вызывает лишь незначительное участие сжимающего двойникования типа  $\{10\bar{1}1\}$  и, как следствие, не может изменить общую исходную текстуру, в которой ориентировки большинства зерен благоприятны для призматического скольжения. Следует заметить, что величина КПНС

для призматического скольжения достаточно высокая в сравнении с базисным скольжением, что также негативно сказывается на возможности его активации. Все это ведет к серьезному ограничению пластичности.

### Влияние легирующих компонентов

Для магниевых сплавов влияние РЗМ на структуру и свойства исследовано в работах [12–19]. Редкоземельные металлы принято разделять на тяжелые (Y, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb и Lu) и легкие (La, Ce, Pr, Nd, Sm, Eu и Sc) элементы. Преимущество использования РЗМ при легировании магниевых сплавов заключается в том, что они, так же как и магний, обладают гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой. Однако атомный радиус легких РЗМ (исключая Sc и Eu) больше радиуса атома Mg в среднем на 13–18 % (рис. 4, а), в связи с этим их растворимость в магнии весьма ограничена и их интерметаллиды работают по принципу дисперсионного упрочнения. Атомные радиусы тяжелых РЗМ (кроме Yb) из-за эффекта, называемого «лантаноидное сжатие», превышают радиус атома Mg не более чем на 9–12 %, вследствие этого их растворимость в магнии существенна и они действуют одновременно на принципах твердорастворного и дисперсионного упрочнения. Помимо этого, легирование РЗМ достаточно эффективно снижает анизотропию механических свойств – они могут одновременно менять как превалирующую текстуру, так и механизм деформации. Обычно легирование в пределах растворимости меняет механизм деформации, но никак не затрагивает текстуру материала. Наличие интерметаллидных фаз не изменяет тип текстуры, но может снижать ее интенсивность вплоть до бестекстурного состояния.

Другой прогрессивный метод – это легирование литием. В данном случае не только предельно снижается плотность получаемого сплава, но также повышается его пластичность за счет следующих факторов: образование высокопластичной объемноцентрированной кубической (ОЦК) фазы на основе кристаллической решетки лития, а также эффект пластифицирующего воздействия на магниевую ГПУ-фазу вследствие повышения сил межатомной связи вдоль оси *c*. Об этом свидетельствует уменьшение отношения осей кристаллической решетки *c/a*: от 1,624 для чистого магния до 1,607 для сплава с содержанием 17 % (атомн.) лития. Это инициирует повышение активности небазисных систем сдвига, в частности призматического скольжения.

На рис. 4, б приведены участки диаграмм состояния, показывающие величину растворимости РЗМ в системах Mg–РЗМ [12]. Как видно из диаграмм, в случае легких РЗМ их растворимость при комнатной температуре пренебрежимо мала, а при повышенных температурах она незначительно повышается. Введение РЗМ способствует созданию большого количества интерметаллидных соединений с магнием, отличающихся широким разнообразием стехиометрии, морфологией и типами кристаллической решетки.

Легирование легкими РЗМ позволяет реализовывать упрочняющую термообработку благодаря механизму дисперсионного упрочнения в пересыщенном твердом растворе. В свою очередь легирование элементами из группы тяжелых РЗМ, которые имеют значительную растворимость в магнии (рис. 4, б), дает комбинированный эффект за счет упрочнения твердого раствора и дисперсионного упрочнения интерметаллидными частицами, которые они могут образовывать с магнием в соответствии с данными, приведенными на рис. 5.

В отечественных работах [19–28] изучены различные варианты упрочнения высокопрочного сплава ИМВ7-1 (Mg – основа; 5,0–6,5 % Y; 3,5–5,5 % Gd; 0,15–0,7 % Zr) как с помощью дополнительного легирования, так и путем холодной прокатки и интенсивной пластической деформации. Показано, что холодная прокатка с обжатием ~9 %,

проведенная перед старением, повышает величину предела текучести с 340 до 380 МПа [19]. Интенсивная пластическая деформация кручением под гидростатическим давлением приводит к дополнительному повышению значений предела текучести до 450 МПа. Исследование влияния дополнительного легирования Sm на прочностные характеристики сплавов системы Mg–Y–Gd–Zr [20, 21] показало заметный упрочняющий эффект от легирования Sm, а также возможность частичной замены им более дорогостоящих элементов, таких как Y и Gd. Данный вывод сделан на основании того, что значения пределов текучести сплавов составов Mg–3,19Y–5,25Gd–0,4Zr и Mg–1,9Y–3,68Gd–2,51Sm–0,37Zr сопоставимы, несмотря на то, что в последний сплав добавлено 2,5 % Sm вместо ~1,3 % Y и ~1,6 % Gd.

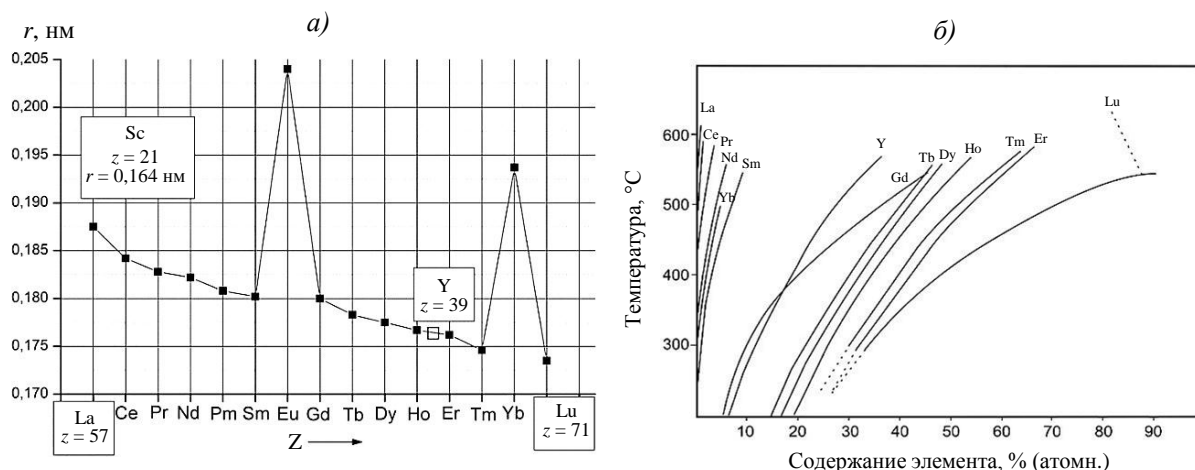


Рис. 4. Радиусы атомов редкоземельных металлов (а) и их растворимость в магнии (б)

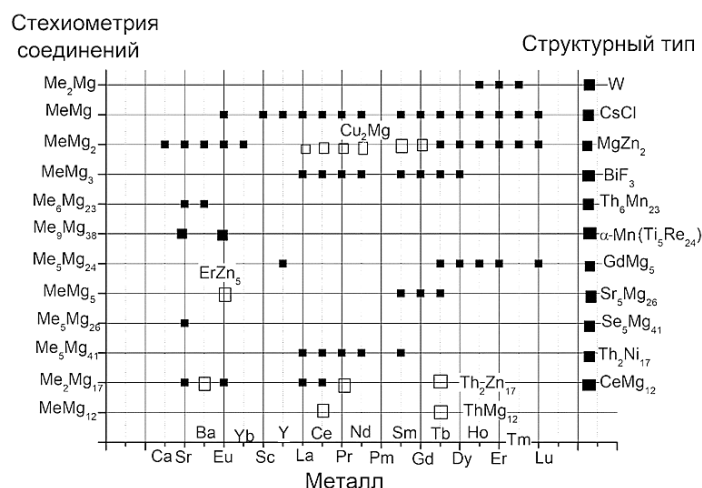


Рис. 5. Стехиометрия и кристаллическая структура двойных интерметаллидных соединений магния с различными металлами (Me)

Помимо обычного эффекта дисперсионного упрочнения, наличие интерметаллидных частиц эффективно снижает возможность формирования в магниевых полупластках сильной текстуры. Как следствие, уменьшается влияние критерия, снижающего технологичность и создающего проблемы при прогнозировании свойств с обусловленной текстурой анизотропией. В работе [29] рассмотрены особенности текстурообразования для ряда промышленных сплавов с РЗМ (МА8, МА12 и МА20), а также классического промышленного сплава системы Mg–Al–Zn при прокатке с последующим

отжигом. Результаты этих исследований, проводимых на листах, представлены в виде зависимости базисной текстуры от толщины листа (рис. 6) и показывают, что полюсная плотность, соответствующая базису, уменьшается с увеличением толщины листа. Это объясняется тем, что снижается суммарная степень деформации по всему объему. Однако базисная фракция для классического промышленного сплава MA2-1 существенно выше, чем для перспективных сплавов системы легирования Mg–PЗМ.

На образцах из листов толщиной 1 мм из сплавов систем Mg–Al–Zn–Mn и Mg–Nd–Zr в целях подтверждения влияния дисперсных интерметаллидных частиц на основе PЗМ на эффект растектурирования холоднокатаных листов, проведены сравнительные исследования текстуры при прокатке и отжиге. На рис. 7 показаны гистограммы значений полюсной плотности базиса ( $P_{\text{баз}}$ ) для данных сплавов после прокатки, а также после прокатки и отжига при режиме 500 °C в течение 1 ч.

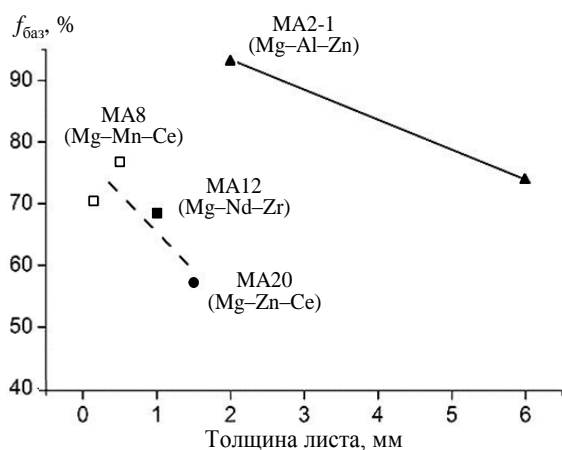


Рис. 6. Влияние редкоземельных металлов на текстуру листов из сплавов магния [29]

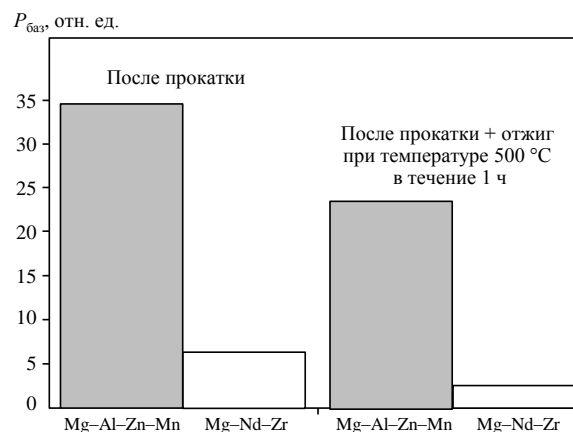


Рис. 7. Полюсная плотность базиса для катаных листовых полуфабрикатов толщиной 1 мм из сплавов с редкоземельным металлом системы Mg–Nd–Zr и без него системы Mg–Al–Zn–Mn [29]

Один из способов улучшить пластичность магния в холодном состоянии – модифицировать его гексагональную кристаллическую решетку, либо уменьшив его осевое отношение  $c/a$ , либо полностью превращая его в структуру с кубической решеткой – например, с ОЦК-решеткой. Наиболее рационально в данном случае провести легирование сплава литием, что дополнительно снижает плотность и без того легкого магния. С увеличением концентрации лития в твердом растворе соотношение  $c/a$  уменьшается с 1,624 (для чистого Mg) до 1,607 (для сплава состава Mg–17 % (атомн.) Li, что близко к пределу растворимости лития в магнии) – рис. 8. При концентрации в диапазоне от 17 до 30 % (атомн.) Li сплавы системы Mg–Li представляют собой двухфазную структуру, представленную фазами  $\alpha$ -Mg (ГПУ) и  $\beta$ -Li (ОЦК). Однофазная структура с высокой пластичностью существует при содержании Li более 30 % (атомн.). Несмотря на то что ОЦК-сплавы системы Mg–Li не имеют проблем с пластичностью, эти сплавы обладают рядом существенных недостатков, а именно – высокими затратами на производство, низкой коррозионной стойкостью, а иногда и низкотемпературной нестабильностью.

В работе [30] показано, что для сплавов системы Mg–Li–Zn только при содержании лития не менее 9 % можно получить высокую штампуемость. Практически невозможно объяснить особенности формирования механических свойств магниевых сплавов без

знания о механизме деформации и текстуре [31]. Хорошим примером этого служат работы [32, 33], в которых проведен анализ абсолютных значений прочностных свойств и их анизотропии на примере сплава AZ31 при дополнительном его легировании 1–5 % Li. Предел прочности (табл. 2 и 3) в направлении прокатки больше, чем в перпендикулярном направлении, в 1,1 раза, а предел текучести – в 2,5 раза. При введении в состав 3 % Li разница в пределах прочности полностью нивелируется, при 5 % – становится даже меньше единицы (0,95), а для предела текучести снижается вплоть до 1,4 раза.

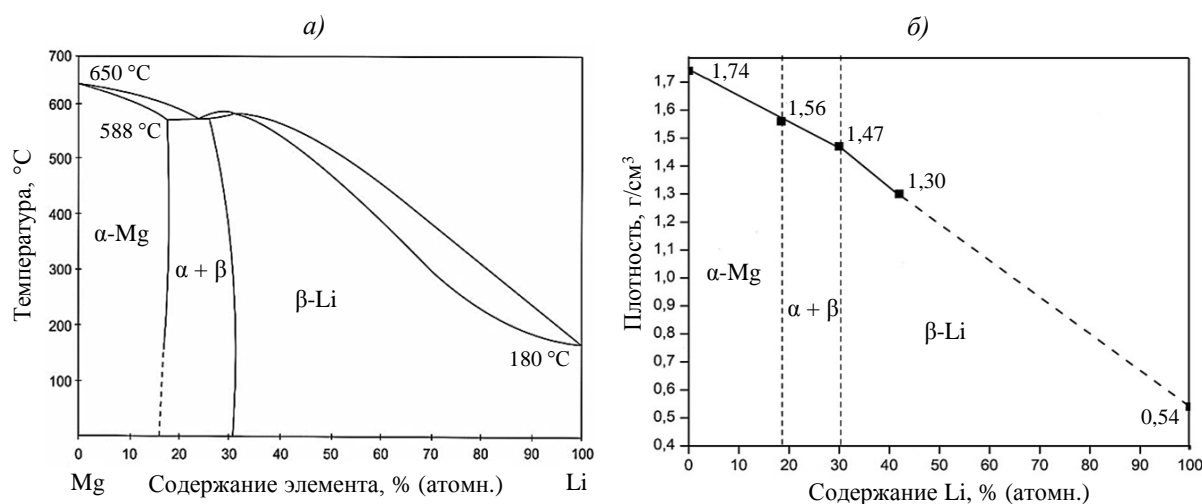


Рис. 8. Двойная диаграмма сплава системы Mg–Li (а) и влияние лития на плотность двойных сплавов (б)

При этом абсолютная величина предела прочности в перпендикулярном направлении увеличивается, а в направлении прокатки снижается с увеличением содержания лития, в то время как предел текучести в перпендикулярном направлении и под углом 45 градусов возрастает с увеличением концентрации лития. В случае, когда к испытаниям на растяжение добавляется анализ испытаний, проведенных на сжатие, результаты еще более неординарные. В листах данного сплава преобладает призматическая текстура, которая характеризуется максимальной прочностью с легким базисным скольжением и более остро выражена в направлении прокатки по сравнению с перпендикулярным направлением. Как следствие, для реализации базисного скольжения существует достаточно много ориентировок с высоким фактором Шмида. Этим обусловлены высокие значения предела текучести. Однако следует отметить, что при этом исчерпание зерен с такими ориентировками приводит к повышению значений предела прочности в этом направлении. При растяжении в направлении прокатки, по мере увеличения степени деформации, зерна призматической ориентировки в результате двойникования переориентируются благоприятно для базисного скольжения и, как следствие, значения предела прочности выравниваются. При легировании литием соотношение между КПНС для базисного и призматического скольжения изменяется. Это косвенно подтверждается снижением осевого отношения (табл. 3) с 1,624 (для сплава AZ31) до 1,608 (для сплава с 5 % Li), что приближает значение этого отношения к значению для титана (1,594) и является прямым следствием увеличения сил связи в направлении по оси *c* по отношению к направлениям в плоскости базиса и должно сопровождаться повышением напряжений сдвига для базисного скольжения по отношению к призматическому.

Это в большей степени заметно по увеличению значений предела текучести и в меньшей степени – по пределу прочности в перпендикулярном направлении для сплавов с литием.

Важная особенность магниевых сплавов проявляется при сжатии. В данных сплавах «легкое растягивающее»  $\{10\bar{1}2\}$ -двойникование действует только при растяжении по оси  $c$  и сжатии в плоскости базиса. В остальных направлениях действует «сжимающее»  $\{10\bar{1}1\}$ -двойникование или  $\langle c+a \rangle$ -скольжение с более высокими КПНС. Эта особенность свойственна большей части ГПУ-сплавов, однако она особенно существенна именно для магния, поскольку для призматической текстуры в перпендикулярном направлении и направлении прокатки листа для базисного скольжения факторы Шмида нулевые, в то время как для призматического скольжения они максимальны. Отметим, что текстуры прутков и листов всех ГПУ-металлов отличаются незначительно, так как в направлении растяжения выстраиваются направления сдвига, которые одинаковы для всех плотноупакованных систем скольжения.

Таблица 2

**Свойства при растяжении экструдированных сплавов  
в различных направлениях\* по отношению к оси растяжения**

| Сплав    | $\sigma_b$ , МПа |             |     | $\sigma_{0,2}$ , МПа |             |     | $E$ , % |             |    |
|----------|------------------|-------------|-----|----------------------|-------------|-----|---------|-------------|----|
|          | НП               | 45 градусов | ПН  | НП                   | 45 градусов | ПН  | НП      | 45 градусов | ПН |
| AZ31     | 250              | 228         | 227 | 177                  | 91          | 70  | 15      | 23          | 16 |
| AZ31–1Li | 246              | 227         | 243 | 168                  | 116         | 109 | 14      | 26          | 21 |
| AZ31–3Li | 232              | 213         | 233 | 157                  | 101         | 91  | 18      | 30          | 30 |
| AZ31–5Li | 229              | 210         | 242 | 161                  | 112         | 113 | 18      | 31          | 31 |

\* НП – направление прокатки; ПН – перпендикулярное направление.

Таблица 3

**Периоды решетки Mg твердого раствора**

| Сплав    | $a$ , нм      | $c$ , нм      | $c/a$        | Объем элементарной ячейки, нм <sup>3</sup> |
|----------|---------------|---------------|--------------|--|
| AZ31     | 0,32044±0,002 | 0,52055±0,004 | 1,6245±0,001 | 0,04629                                    |
| AZ31–1Li | 0,31990±0,004 | 0,51876±0,006 | 1,6216±0,002 | 0,04597                                    |
| AZ31–3Li | 0,31934±0,004 | 0,51487±0,002 | 1,6170±0,002 | 0,04547                                    |
| AZ31–5Li | 0,31864±0,004 | 0,51278±0,004 | 1,6082±0,001 | 0,04509                                    |

В работах [34, 35] найдена еще одна причина пластифицирования литием магниевых сплавов при исследовании формирования фазового состава и текстуры сплавов MA21 и MA18. Компоненты текстуры ОЦК-фазы на основе лития для обоих сплавов соответствуют текстуре прокатки ОЦК для металлов и сплавов. Кристаллографический анализ показал, что текстура этой фазы соответствует компонентам фазового превращения по вектору Бюргерса:  $\{110\}_\beta || (0001)_\alpha$  и  $\langle 111 \rangle_\beta || \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$ .

Следует также отметить, что при прокатке этих сплавов наблюдается существенное различие во вкладе ОЦК- и ГПУ-фаз в процессе течения пластической деформации.

По-видимому, более высокая технологичность сплава MA18 по сравнению со сплавом MA21 связана с так называемым TRIP-эффектом (*transformation induced plasticity*).

Прочностные свойства двойных сплавов системы Mg–Li значительно уступают свойствам остальных магниевых сплавов, однако дополнительное легирование упрочняющими добавками (Al, Zn, PЗМ) позволяет достигнуть у этих сплавов достаточно высоких удельных прочностных характеристик [36–43].

### Заключения

Введение РЗМ в магниевые сплавы приводит к образованию интерметаллидов, что повышает прочность сплавов и снижает анизотропию механических свойств.

Дисперсные интерметаллидные фазы способствуют растекстуриванию магниевых сплавов в холоднокатаных листах.

Легирование литием изменяет соотношение КПНС для базисного и призматического скольжения и проявляется превалирование призматического скольжения. Введение лития в достаточной концентрации приводит к образованию фазы твердого раствора на основе ОЦК кристаллической решетки лития, что существенно снижает общую анизотропию механических свойств вследствие относительной изотропности данной фазы. Эта фаза также является основной при введении более 7–9 % (по массе) лития.

### Библиографический список

1. Hirsch J., Al-Samman T. Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. P. 818–843.
2. Бецофен С.Я., Осинцев О.Е., Грушин И.А., Петров А.А., Сперанский К.А. Влияние легирующих элементов на механизм деформации и текстуру магниевых сплавов // *Деформация и разрушение материалов*. 2018. № 8. С. 2–17.
3. Kelley E., Hosford W. The deformation characteristics of textured magnesium // *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1968. No. 242. P. 654–660.
4. Barnett M.R. Twinning and the ductility of magnesium alloys. Part II. «Contraction» twins // *Materials Science and Engineering*. 2007. No. A (464). P. 8–16.
5. Koike J., Fujiyama N., Ando D., Sutou Y. Roles of deformation twinning and dislocation slip in the fatigue failure mechanism of AZ31 Mg alloys // *Original Research Article Scripta Materialia*. 2010. No. 63. P. 747–750.
6. Ando D., Koike J., Sutou Y. Relationship between deformation twinning and surface step formation in AZ31 magnesium alloys // *Acta Materialia*. 2010. No. 58. P. 4316–4324
7. Muránsky O., Carr D.G., Šittner P., Oliver E.C. In situ neutron diffraction investigation of deformation twinning and pseudoelastic-like behaviour of extruded AZ31 magnesium alloy // *Original Research Article International Journal of Plasticity*. 2009. No. 25. P. 1107–1127.
8. Knezevic M., Levinson A., Harris R., Raja K. Mishra, Roger D. Doherty and Surya R. Kalidindi Deformation twinning in AZ31: Influence on strain hardening and texture evolution // *Acta Materialia*. 2010. No. 58. P. 6230–6242.
9. Martin É., Capolungo L., Jiang L., Jonas J.J. Variant selection during secondary twinning in Mg–3%Al // *Acta Materialia*. 2010. No. 58. P. 3970–3983.
10. Barnett M.R., Keshavarz Z., Beer A.G., Ma X. Non-Schmidbehaviour during secondary twinning in a polycrystalline magnesium alloy // *Acta Materialia*. 2008. No. 56. P. 5–15.
11. Bozhko S.A., Betsofen S.Ya., Kolobov Yu.R., Vershinina T.N. Formation of the Structure and Properties of an Mg–Al–Zn–Mn Alloy during Plastic Deformation by Rolling // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2015. No. 3. P. 205–210.
12. Ferro R., Saccone A., Delfino S. Magnesium alloys of the rare earth metals: systematics and properties // *Metallurgical Science and Technology*. 1998. No. 16. P. 25–44.
13. Бецофен С.Я., Волкова Е.Ф., Колобов Ю.Р. и др. Исследование текстуры и анизотропии механических свойств сплавов магния с РЗМ // *Технология легких сплавов*. 2012. № 1. С. 31–38.
14. 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 // *Journal of Alloys and Compounds*. 2008. No. 465. P. 232–238.
15. Gao L., Chen R.S., Han E.H. Effects of rare-earth elements Gd and Y on the solid solution strengthening of Mg alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. No. 481. P. 379–384.
16. Hang K., Li X., Li Y., Ma M. Effect of Gd content on microstructure and mechanical properties of Mg–Y–RE–Zr alloys // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2008. No. 18. P. 12–16.

17. Ming S., Wu G., Wang W., Ding W. Effect of Zr on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of Mg–10Gd–3Y magnesium alloy // *Materials Science and Engineering A*. 2009. No. 523. P. 145–151.
18. Peng Q., Wang L., Wu Y., Wang L. Structure stability and strengthening mechanism of die-cast Mg–Gd–Dy based alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. No. 469. P. 587–592.
19. 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.
20. Лукьянова Е.А., Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Королькова И.Г. Исследование растворимости самария в твердом растворе на основе магния, содержащем иттрий и гадолиний // *Металлы*. 2012. № 4. С. 85–89.
21. Рохлин Л.Л., Лукьянова Е.А., Добаткина Т.В., Аладьев Н.А., Королькова И.Г. Фазовые равновесия в сплавах системы Mg–Y–Gd–Sm // *Металлы*. 2012. № 5. С. 71–77.
22. Rokhlin L.L. *Magnesium Alloys Containing rare Earth Metals* // Taylor and Francis. 2003. № 1. P. 245.
23. Дриц М.Е., Добаткина Т.В., Муратова Е.В. Исследование магниевых сплавов, содержащих лантан и цирконий // *Металловедение и обработка цветных сплавов. К 90-летию со дня рождения академика А.А. Бочвара: сб. науч. статей*. М.: Наука, 1992. С. 32–37.
24. Дриц М.Е., Рохлин Л.Л., Никитина Н.И. Исследование сплавов магний–скандий // *Технология легких сплавов*. 1976. № 1. С. 22–26.
25. Рохлин Л.Л. Структура и свойства сплавов системы Mg–PЗМ // *Материаловедение и термическая обработка металлов*. 2006. № 11. С. 18–22.
26. Рохлин Л.Л., Лукьянова Е.А., Добаткина Т.В., Королькова И.Т., Тарытина И.Е., Овчинникова О.А. Особенности строения диаграмм состояния сплавов магния с двумя редкоземельными металлами разных групп и прогнозирование на их основе фрагментов исследованных диаграмм состояния этого типа // *Технология легких сплавов*. 2016. № 4. С. 41–49.
27. Добаткин С.В., Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Никитина Н.И., Тарытина И.Е. Исследование магниевых сплавов системы Mg–Sm–Y, подвергнутых интенсивной пластической деформации и последующей термической обработке // *Металлы*. 2011. № 4. С. 32–37.
28. Рохлин Л.Л., Добаткин С.В., Добаткина Т.В. и др. Исследование стареющих сплавов Mg–Sm, подвергнутых интенсивной пластической деформации // *Металлы*. 2006. № 1. С. 89–95.
29. Волкова Е.Ф., Дуюнова В.А. О современных тенденциях развития магниевых сплавов // *Технология легких сплавов*. 2016. № 3. С. 94–105.
30. Божко С.А. Закономерности формирования структуры и свойств магниевых сплавов при воздействии пластической деформации: дис. ... канд. тех. наук. Белгород, 2016. 113 с.
31. Бецофен С.Я., Осинцев О.Е., Грушин И.А., Петров А.А., Сперанский К.А. Закономерности формирования текстуры и анизотропии механических свойств магниевых сплавов // *Деформация и разрушение материалов*. 2018. № 9. С. 2–15.
32. Шафоростов А.А. Исследование влияния легирующих элементов на формирование текстуры и анизотропии свойств магниевых сплавов: дис. ... канд. техн. наук. М., 2011. 136 с.
33. Бецофен С.Я., Ильин А.А., Ашмарин А.А., Шафоростов А.А. Влияние механизма деформации на анизотропию механических свойств и технологичность магниевых сплавов // *Металлы*. 2008. № 3. С. 83–90.
34. Бецофен С.Я., Волкова Е.Ф., Шафоростов А.А. Влияние легирующих элементов на формирование текстуры прокатки сплавов Mg–Nd–Zr и Mg–Li // *Металлы*. 2011. № 1. С. 78–84.
35. Haferkamp H., Boehm R., Holzkamp U., Jachik C., Kaese V., Niemeyer M. Alloy development, processing and applications in magnesium lithium alloys // *Materials Transactions*. 2001. № 7. P. 1160–1166.
36. Волкова Е.Ф. Анализ и итоги Международной конференции «Магний-21. Новые горизонты» (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 1 (40). С. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-86-94.

37. Козлов И.А., Виноградов С.С., Тарасова К.Г., Кулюшина Н.В., Манченко В.А. Плазменное электролитическое оксидирование магниевых сплавов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 1 (54). С. 23–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-23-36.
38. Каблов Е.Н., Акинина М.В., Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Леонов А.А. Исследование особенностей фазового состава и тонкой структуры литейного магниевго сплава МЛ19 в литом и термообработанном состояниях // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-17-24.
39. Ветрова Е.Ю., Щекин В.К., Курс М.Г. Сравнительная оценка методов определения коррозионной агрессивности атмосферы // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 1 (54). С. 74–81. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-74-81.
40. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Измерение и прогнозирование температуры образцов материалов при экспонировании в различных климатических зонах // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-47-58.
41. Каблов Е.Н. Конструкционные и функциональные материалы – основа экономического и научно-технического развития России // *Вопросы материаловедения*. 2006. № 1 (61). С. 64–67.
42. Zhu T., Cui C., Zhang T. et al. Influence of the combined addition of Y and Nd on the microstructure and mechanical properties of Mg–Li alloy // *Materials and Design*. 2014. No. 57. P. 245–249.
43. Cui C., Zhu T., Zhang T. et al. Microstructure and texture evolution of Mg–Li alloy during rolling // *International Journal of Materials Research*. 2014. No. 105. P. 1111–1117.