Механическая и коррозионная анизотропия монокристалла магния

Мерсон Дмитрий Львович^{*1,3}, доктор физико-математических наук, профессор, директор НИИ прогрессивных технологий Бецофен Сергей Яковлевич^{2,4}, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технологии и системы автоматизированного проектирования металлургических процессов» Мерсон Евгений Дмитриевич^{1,5}, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий Полуянов Виталий Александрович^{1,6}, кандидат технических наук, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий *Мягких Павел Николаевич*^{1,7}, кандидат технических наук, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий **Данюк Алексей Валериевич**^{1,8}, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий **Данилов Владимир** Алексеевич^{1,9}, кандидат технических наук, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий *Максименко Екатерина Игоревна*², аспирант Брилевский Александр Игоревич^{1,10}, кандидат технических наук, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия) ²Московский авиационный институт, Москва (Россия)

*E-mail: d.merson@tltsu.ru

³ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0001-5006-4115</u> ⁴ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0003-0931-2839</u> ⁵ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0002-7063-088X</u> ⁶ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0002-70530-9518</u> ⁸ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0002-7352-9947</u> ⁹ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0001-5099-6940</u> ¹⁰ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0002-5780-6094</u>

Поступила в редакцию 13.12.2024

Пересмотрена 19.03.2025

Принята к публикации 14.04.2025

Аннотация: Магний и его сплавы относятся к перспективным материалам для применения в медицине в связи с их способностью безопасно растворяться в организме человека. Однако скорость растворения биорезорбируемых имплантатов должна находиться в достаточно узком диапазоне. Сложность обеспечения этого условия состоит в том, что на коррозионный процесс в магниевых сплавах оказывают влияние очень многие факторы, в том числе естественная (монокристальная) и технологическая (схема получения) анизотропия. Путем проведения технологических операций по термомеханической обработке можно контролировать процесс формирования текстуры полуфабриката и искусственно создавать преимущественную ориентацию кристаллитов в структуре магниевых сплавов и таким образом управлять их коррозионной стойкостью. Для этого нужны точные знания о связи коррозионных процессов с определенными кристаллографическими направлениями, которые наиболее надежно можно получить в экспериментах на монокристаллах. В настоящей работе впервые на одном и том же монокристалле магния проведены механические (на сжатие и растяжение) и коррозионные испытания на образцах, имеющих различную кристаллографическую ориентацию. В качестве количественного критерия естественной текстуры использовали коэффициенты Кернса, рассчитанные по рентгенограммам граней образцов монокристалла по методу обратных полюсных фигур. Испытания образцов на сжатие проводили в направлениях $<0001>, <1\overline{1}00>u<11\overline{2}0>, a$ на растяжение – <0001>. Коррозионному испытанию подвергали поверхности образцов, близкие по ориентации к кристаллографическим плоскостям (0001), $(10\overline{1}0)$, $(2\overline{1}\overline{1}0)$ и $(10\overline{1}1)$. Установлено, что модуль Юнга и коэффициент Кернса для базисной и пирамидальной граней составляют 48,6 ГПа и 0,81; 45,3 ГПа и 0,04 соответственно. Вид кривых напряжения существенно зависит от ориентации образцов и определяется степенью вовлеченности различных механизмов в общий процесс пластической деформации. Скорость коррозии в физиологическом водном растворе состава 0,9 % NaCl на базе 72 ч для поверхностей (0001), (10 $\overline{1}0$), (2 $\overline{1}\overline{1}0$) и (10 $\overline{1}0$) составила 0,51; 0,76; 0,71 и 0,98 мм/год соответственно, при этом плоскости (2110) присуща только равномерная коррозия, плоскости (0001) – равномерная с незначительной локальной; наиболее интенсивно локальная коррозия идет в направлении $(10\bar{1}0)$, а максимальная интенсивность сочетания локальной и равномерной – в направлении $<10\bar{1}1>$.

Ключевые слова: монокристалл магния; кристаллографические направления; анизотропия; коэффициент Кернса; механические диаграммы; скорость коррозии.

© Мерсон Д.Л., Бецофен С.Я., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Данюк А.В., Данилов В.А., Максименко Е.И., Брилевский А.И. 2025

Благодарности: Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 23-19-00636 (<u>https://rscf.ru/project/23-19-00636/</u>).

Для цитирования: Мерсон Д.Л., Бецофен С.Я., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Данюк А.В., Данилов В.А., Максименко Е.И., Брилевский А.И. Механическая и коррозионная анизотропия монокристалла магния // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 2. С. 39–52. 10.18323/2782-4039-2025-2-72-4.

введение

Изучение и дизайн магниевых сплавов - одно из актуальных направлений современного материаловедения, так как эти материалы обладают набором уникальных свойств, например лучшим соотношением предела прочности к массе и отличной биосовместимостью: чистый магний усваивается живым организмом с минимальным риском негативного воздействия [1; 2]. Одной из главных проблем применения магниевых сплавов является их низкая коррозионная стойкость, имеющая гальваническую природу [3] и часто проявляющаяся в виде локализованной коррозии [4], на которую могут существенно влиять состав и структурное состояние материала. Хорошо известно, что Mg и сплавы на его основе характеризуются значительной анизотропией механических свойств, обусловленных особенностями механизма деформации и формированием интенсивной базисной текстуры в листовых полуфабрикатах и интенсивной призматической текстуры в экструдированных прутках [5; 6].

Понимание природы коррозионной анизотропии магния и его сплавов позволит определить структурные и текстурные факторы, оказывающие влияние на скорость и равномерность коррозионного процесса. Соответственно, знание целевой структуры и текстуры материала позволит выбрать способ деформационной обработки изделия (полуфабриката) или его поверхности на финишной стадии производства для получения материала с качественными и гарантированными параметрами коррозионного процесса. Под качественными параметрами понимаются скорость и равномерность коррозии. Применение сплавов магния в качестве материала для изготовления временных имплантатов, способных саморассасываться после выполнения служебного назначения, в настоящее время является актуальным современным направлением на стыке материаловедения и медицины, поэтому понимание коррозионного процесса магниевых материалов и управление им крайне важно для создания биорезорбируемых медицинских материалов с точно прогнозируемым ресурсом работы. Это же касается и конструкционных магниевых сплавов, применяемых для изготовления силовых элементов в авиационной промышленности и автомобилестроении. Такие элементы изготавливаются в большинстве случаев из полуфабрикатов, получаемых различными методами обработки металлов давлением (экструзия, прокатка, методы интенсивной пластической деформации и др.), следствием которых является неизбежное формирование в обрабатываемом металле соответствующей текстуры, параметры которой могут существенно влиять на коррозионные процессы. Другими словами, коррозионная стойкость изделий, изготовленных из материала с идентичным химическим и даже фазовым составом, в зависимости от технологии получения может кардинально различаться. Таким образом, понимание причинноследственных связей между структурно-текстурными параметрами магниевых сплавов и процессами коррозии имеет большое как научное, так и прикладное значение.

Однако исследованиям влияния текстуры на коррозионные свойства магниевых сплавов должного внимания в литературе долгое время не уделялось. И только после 2010 г. наметилась явная тенденция к проведению подобных исследований [7-10]. В работе [7] исследовали микроструктуру, текстуру, механические свойства и коррозионное поведение экструдированного Mg-4Zn сплава. Образцы с близкой к базису ориентацией показали более низкие скорости коррозии по сравнению с ориентацией образцов с доминированием призматических плоскостей. В [8-10] аналогичные результаты получили для сплава AZ31. Коррозионная анизотропия экспериментально установлена как в чистом магнии [11], так и в деформируемых магниевых сплавах. Например, в работе [12] представлены результаты оценки скорости коррозии по различным технологическим направлениям после прокатки сплава AZ80 и показано, что скорость коррозии, определенная массовым способом, может отличаться в 1,7 раза в нормальном направлении (ND) и в направлении экструзии (ED). Такая разница в скорости коррозии достаточно существенная, и ее необходимо учитывать, особенно при создании биорезорбируемых конструкций медицинского назначения.

Принято считать, что коррозионная анизотропия, связанная с кристаллографической ориентацией, определяется энергией связи поверхностных атомов и плотностью упаковки атомов [13]. Очевидно, что наиболее корректно такую связь можно выявить при коррозионных испытаниях монокристаллов. Таких исследований на монокристаллах металлов с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой выполнено на удивление мало, особенно на магнии. В наиболее ранней работе [14] для монокристаллов магния было выявлено, что в хлорсодержащей среде базисная плоскость (0001) проявляет наименьшее сопротивление коррозии, а сама коррозия имеет «нитевидную форму», т. е. распространяется направленно, а не хаотично, и направление это обусловлено по большей части именно кристаллографической ориентацией. В [15], где исследовали коррозионный процесс на монокристальных плоскостях магния с максимально широким набором направлений, ориентация (0001), напротив, показала самое высокое сопротивление коррозии. Необходимо отметить, что в большинстве известных случаев именно базисная плоскость (0001) проявляет максимальную стойкость к коррозионному воздействию, например, такой вывод сделан в работе [11] на примере исследования поликристалла чистого магния с крупным зерном.

Наряду с коррозионной анизотропией, магнию и его сплавам еще в большей мере свойственна механическая анизотропия, которая выражается в резко различном механическом поведении в зависимости от кристаллографического направления нагружения. Стоит отметить, что экспериментальных работ по исследованию механической анизотропии, выполненных на монокристаллах магния, ненамного больше, чем работ, посвященных коррозионной анизотропии. К наиболее ранним относятся работы [16; 17], в которых монокристаллы магния испытывали на сжатие в различных направлениях и при этом исследовали только начальную область, включающую переход от упругой стадии к пластической. Пожалуй, наиболее интересное исследование механического поведения также при сжатии различно ориентированных монокристаллов магния, но вплоть до разрушения проведено в [18]. В этой работе убедительно продемонстрировано коренное отличие диаграмм сжатия монокристаллов, испытанных в различных кристаллографических направлениях, что объясняется различным сочетанием механизмов деформации двойникования и скольжения по стартовым напряжениям.

Отметим, что нам не известно ни одной работы, в которой бы на образцах одного и того же монокристалла магния одновременно исследовались бы механическая и коррозионная анизотропия.

Цель исследования – оценка и сопоставление коррозионной и механической анизотропии, выполненные на одном и том же монокристалле магния.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Монокристалл магния чистотой 99,98 % с размерами 30×19×62 мм был изготовлен в Инновационном центре магниевых технологий Школы материаловедения и технологий материалов Сеульского национального университета по методу Бриджмена.

Из монокристалла магния методом эрозионной резки с помощью электроискрового проволочно-вырезного станка Sodick AG400L LN2W были изготовлены образцы: (1) для испытания на сжатие в виде параллелепипедов размерами $6,5 \times 6,0 \times 5,5$ мм и (2) для испытания на растяжение в виде образцов с лопатками с размерами поперечного сечения $4,0 \times 3,0$ мм и длиной рабочей части 9,0 мм. В силу малости размеров исходного монокристалла, образцы на растяжение были изготовлены только для одной ориентации <1011>. Чертеж и ориентация образцов на растяжение приведены на рис. 1. Ориентацию образцов определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа SIGMA (Zeiss), оснащенного детектором дифракции обратно отраженных электронов (EBSD).

Механические испытания образцов магния проводили при комнатной температуре с помощью миниатюрной испытательной машины Kammrath & Weiss со скоростью деформирования $0,83 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ как на сжатие, так и на растяжение.

Исследование текстуры проводилось при помощи рентгеноструктурного метода с использованием вертикального рентгеновского 2Θ - Θ дифрактометра SHIMADZU XRD-6000 (Япония) в монохроматизированном медном излучении. Текстуру оценивали методом обратных полюсных фигур (ОПФ), которые получали из рентгенограмм для граней образцов, параллельных базисным плоскостям, с использованием нормировки, учитывающей неравномерность распределения рефлексов на сфере проекций с помощью коэффициентов A_i . Величины полюсных плотностей P_i для рефлексов i=hkl определяли соотношением

$$P_i = \frac{\frac{I_i}{R_i}}{\sum_{i=1}^n A_i \left(\frac{I_i}{R_i}\right)},\tag{1}$$

где A_i – доля площади поверхности стереографического треугольника вокруг нормали (*i=hkl*), ограниченной большими кругами, делящими пополам угловые дистанции между соседними нормалями;

n – число экспериментальных рефлексов (*n*=17);

 I_i и R_i – интенсивности рефлексов *i=hkl* текстурированного и бестекстурного образцов.

В качестве количественного критерия текстуры использовали коэффициенты Кернса (*f*-параметры), которые обычно используют в качестве текстурных параметров применительно к Zr и Ti [19] сплавам.



стериографическая проекция кристаллографического направления <0001> (b, и ориентация решетки по отношению к продольной оси (c) Fig. 1. Drawing of single crystal magnesium tensile specimens (a), steriographic projection of the <0001> crystallographic direction (b) and lattice orientation against the longitudinal axis (c)

Коэффициенты Кернса оценивают из ОПФ для направления *X* образца:

$$f_x = \sum_{i=1}^n A_i P_i^x f_i, \qquad (2)$$

где i=hkl;

 γ_i – угол между нормалью к (*hkl*) и осью *с* ГПУ решетки магния.

Коэффициент Кернса (f_i) варьируется от нуля для любых направлений в плоскости базиса до единицы для нормали к базису (ось c).

Кроме того, данные о текстуре, полученные в виде ОПФ, были использованы для вычисления модуля Юнга в направлении, для которого получена эта полюсная фигура, с учетом справочных значений монокристальных модулей материала. Модули Юнга для ГПУ кристаллов зависят только от угла γ с осью *с*:

$$E\gamma = [S_{11} - \cos^2 \gamma (2S_{11} - 2S_{13} - S_{44}) + \cos^4 \gamma (S_{11} + S_{33} - 2S_{13} - S_{44})]^{-1}$$
(3)

Тогда величину модуля Юнга в произвольном направлении *х* можно определить из соотношения

$$E_{x} = \sum_{i=1}^{n} P_{i}^{x} A_{i} E_{i} .$$
 (4)

Значения монокристальных модулей податливости для Mg приведены в таблице 1 [20].

Для исследования связи коррозионных процессов с кристаллографическими направлениями кристаллической решетки магния с помощью электроискровой резки из монокристалла были вырезаны образцы в виде паралелепипедов, ориентация определенных граней которых была близка к ориентациям кристаллографических плоскостей (0001), ($10\overline{1}0$), ($2\overline{1}\overline{1}0$) и ($10\overline{1}1$), соответственно, для образцов под номерами 1, 2, 3 и 4. Перед испытанием рабочие грани образцов были отполированы последовательно при помощи безводных алмазных суспензий с размером частиц 3, 1 и 0,25 мкм, а затем подвергнуты ионной полировке в потоке ионизированного аргона при помощи установки Hitachi IM4000 Plus (Япония). После этого EBSD-методом проводили точное определение кристаллографической ориентации рабочей поверхности образцов (показана на обратной полюсной фигуре на рис. 2).

Коррозионные испытания образцов 1–4 монокристалла магния проводили с помощью оригинальной коррозионной установки [21] в течение 72 ч. Во время испытания с коррозионным раствором контактировала только область рабочей поверхности образца, ограниченная уплотнительным кольцом с внутренним диаметром 4 мм. В качестве коррозионной среды использовался физиологический водный раствор состава 0,9 % NaCl. Поддержание температуры в ячейке на уровне 37±0,2 °С, а также перемешивание жидкости обеспечивались за счет циркуляции коррозионного раствора посредством перистальтического насоса и стеклянного теплообменника, погруженного в бак термостата с дистиллированной водой.

После завершения испытаний с поверхности образца удаляли продукты коррозии путем погружения образца на 2 мин в стандартный водный раствор состава 20 % $CrO_3 + 1$ % AgNO₃. Далее образцы промывали спиртом, сушили сжатым воздухом и проводили исследование поврежденной коррозией поверхности образцов монокристалла при помощи конфокального лазерного сканирующего микроскопа (КЛСМ) LEXT OLS4000 (Olympus, Япония). Съемку проводили при увеличении 400× с шагом сканирования по оси Z 0,8 мкм. Для всего образца строилась панорама 6×6 кадров. Размер одного кадра составлял 640×640 мкм. С целью удаления оптических

Таблица 1. Значения модулей податливости Mg [21] Table 1. Values of the ductility moduli of Mg [21]

Единица измерения / направление	<i>S</i> ₁₁	<i>S</i> ₁₂	<i>S</i> ₁₃	S ₃₃	S ₄₄
$10^{-2} \Gamma \Pi a^{-1}$	2,21	-0,78	-0,49	1,99	6,03



Puc. 2. Обратная полюсная фигура с указанием кристаллографической ориентации рабочей поверхности образцов монокристалла магния 1–4
Fig. 2. Inverse pole figure indicating the crystallographic orientation of the working surface of magnesium single crystal samples 1–4

шумов после съемки ко всем полученным изображениям применялся цифровой фильтр pre-measurement, встроенный в программное обеспечение микроскопа. После фильтрации, принимая за базовую точку отсчета поверхность образца, не контактировавшую с коррозионной средой, измеряли объем потерянного металла в области образца, поврежденной коррозией. Скорость коррозии определяли по формуле с использованием данных КЛСМ [22]:

$$P = \frac{87600 \cdot V}{S \cdot t}$$
 (мм/год), (5)

где V – объем потерянного металла; S – площадь образца;

t – время испытания.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование текстуры

На рис. 3 а, 3 b приведены рентгенограммы монокристалла магния, свидетельствующие о том, что это действительно монокристалл. Дополнительным подтверждением этого являются результаты съемки кривых качания (рис. 3 с), согласно которым величина разориентировки блоков $\Delta \alpha$ составляет 0,8 и 1,8°, что свидетельствует об очень малой фрагментации субзеренной структуры.

В таблицах 2, 3 приведены результаты оценки интенсивности текстуры монокристалла, которые соответствуют рентгенограммам, полученным для базисной и призматической граней (рис. 3 а и 3 b) соответственно.

Величина коэффициента Кернса для нормалей к базисной грани составляет 0,81, что невозможно получить на поликристаллах. Величина модуля Юнга составляет 48,6 ГПа (таблица 2), которая в соответствии с уравнением (3) достигается при углах с осью *с* 15°. Для боковой призматической плоскости (1100) (рис. 3 b) величина модуля Юнга составляет 45,3 ГПа, коэффициент Кернса – 0,04, что соответствует этой ориентировке. Коэффициент Кернса равен нулю для плоскости призмы.

Механические испытания

Испытание на сжатие

Испытание на сжатие образцов монокристалла магния в форме параллелепипеда проводили в трех взаимно перпендикулярных направлениях ориентации: <0001>, <1100> и <1120>. Выбор и порядок следования сделан в порядке от подавления к постепенной активации деформационных систем (скольжение и двойникование) с наименьшими сдвиговыми напряжениями. Для направления



 Puc. 3. Рентгенограммы граней, параллельных: a – базисной (0001) и b – призматической (1100) плоскости; c – ω-сканирования грани, параллельной базисной плоскости (0001)
Fig. 3. X-ray diffraction patterns of faces parallel to: a – basal (0001) and b – prismatic (1100) planes; c – ω-scans of a face parallel to the (0001) basal plane

hkl	ү, град	<i>E_{hkl}</i> , ГПа	f	P _{hkl}	A _{hkl}	$P_{hkl}xAxE_{hkl}$	$P_{hkl}xf_{hkl}$
100	90,0	45,2	0,00	1,29	0,044	2,6	0,00
002	0,0	50,3	1,00	48,33	0,016	38,9	0,77
101	61,9	43,3	0,22	0,11	0,044	0,2	0,00
102	43,2	43,4	0,53	0,00	0,059	0,0	0,00
110	90,0	45,2	0,00	0,00	0,027	0,0	0,00
103	32,0	45,0	0,72	0,00	0,048	0,0	0,00
112	58,4	43,1	0,27	0,42	0,039	0,7	0,00
201	75,1	44,5	0,07	0,51	0,058	1,3	0,00
104	25,1	46,4	0,82	0,00	0,042	0,0	0,00
203	51,3	43,0	0,39	0,00	0,050	0,0	0,00
120	90,0	45,2	0,00	0,00	0,051	0,0	0,00
121	78,6	44,8	0,04	0,00	0,120	0,0	0,00
114	39,1	43,8	0,60	0,00	0,096	0,0	0,00
122	68,1	43,8	0,14	0,00	0,103	0,0	0,00
105	20,6	47,4	0,88	0,00	0,062	0,0	0,00
123	58,8	43,1	0,27	1,11	0,104	5,0	0,030
302	70,4	44,1	0,11	0,00	0,039	0,0	0,00
						Е _{НН} =48,6 ГПа	<i>f_{HH}</i> =0,81

Таблица 2. Схема расчета модуля Юнга и коэффициента Кернса (f-фактор) для базисной грани Table 2. Scheme for calculating the Young's modulus and the Kearns coefficient (f-factor) for the basal face

Примечание. hkl – индекс Миллера, описывающий плоскости кристаллической решетки;

γ – угол между нормалью к (hkl) и осью с ГПУ решетки магния;

f – коэффициент Кернса;

Е_{hkl} – модуль Юнга в направлении hkl;

P_{hkl} – полюсная плотность рефлексов;

A_{hkl} – доля площади поверхности стереографического треугольника вокруг нормали (i=hkl), ограниченной большими кругами, делящими пополам угловые дистанции между соседними нормалями;

*Е*_{НН} – модуль Юнга в направлении нормали к плоскости прокатки;

*f*_{HH} – коэффициент Кернса в направлении нормали к плоскости прокатки.

-						-	
hkl	ү, град	E _{hkl} , ГПа	f	P_{hkl}	A _{hkl}	$P_{hkl} x A x E_{hkl}$	$P_{hkl}xf_{hkl}$
100	90,0	45,2	0,00	21,71	0,044	43,2	0,00
002	0,0	50,3	1,00	2,48	0,016	2,0	0,04
101	61,9	43,3	0,22	0,04	0,044	0,1	0,00
102	43,2	43,4	0,53	0,00	0,059	0,0	0,00
110	90,0	45,2	0,00	0,00	0,027	0,0	0,00
103	32,0	45,0	0,72	0,00	0,048	0,0	0,00

Таблица 3. Схема расчета модуля Юнга и коэффициента Кернса (f-фактор) для призматической грани Table 3. Calculation scheme for Young's modulus and Kearns coefficient (f-factor) for a prismatic face

Продолжение таблицы 3

hkl	ү, град	E _{hkl} , ГПа	f	P _{hkl}	A _{hkl}	$P_{hkl} x A x E_{hkl}$	$P_{hkl}xf_{hkl}$
112	58,4	43,1	0,27	0,00	0,039	0,0	0,00
201	75,1	44,5	0,07	0,00	0,058	0,0	0,00
104	25,1	46,4	0,82	0,00	0,042	0,0	0,00
203	51,3	43,0	0,39	0,00	0,050	0,0	0,00
120	90,0	45,2	0,00	0,00	0,051	0,0	0,00
121	78,6	44,8	0,04	0,00	0,120	0,0	0,00
114	39,1	43,8	0,60	0,00	0,096	0,0	0,00
122	68,1	43,8	0,14	0,00	0,103	0,0	0,00
105	20,6	47,4	0,88	0,00	0,062	0,0	0,00
123	58,8	43,1	0,27	0,00	0,104	0,0	0,00
302	70,4	44,1	0,11	0,00	0,039	0,0	0,00
						<i>Е_{НН}</i> =45,3 ГПа	<i>f_{HH}</i> =0,04

Примечание. hkl – индекс Миллера, описывающий плоскости кристаллической решетки;

γ – угол между нормалью к (hkl) и осью с ГПУ решетки магния;

f – коэффициент Кернса;

*E*_{hkl} – модуль Юнга в направлении hkl;

P_{hkl} – полюсная плотность рефлексов;

A_{hkl} – доля площади поверхности стереографического треугольника вокруг нормали (i=hkl), ограниченной большими кругами, делящими пополам угловые дистанции между соседними нормалями;

*Е*_{НН} – модуль Юнга в направлении нормали к плоскости прокатки;

*f*_{HH} – коэффициент Кернса в направлении нормали к плоскости прокатки.

<0001> системы легкого скольжения в базисной плоскости полностью заблокированы, а скольжение по ограниченному количеству пирамидальных систем вне базисной плоскости сильно затруднено. Конфигурации <1 $\bar{1}00$ > и <11 $\bar{2}0$ > близки между собой по реализации скольжения призматических и пирамидальных плоскостей в направлениях, лежащих в базисной плоскости и двойникования по типу «растяжения», однако отличаются более благоприятным их расположением к активации для направления <11 $\bar{2}0$ >. На рис. 4 приведены три диаграммы испытаний на сжатие (по одной для каждой ориентации) в координатах «Напряжение (инженерное) – Деформация (инженерная)», при этом сжимающие напряжения условно приведены в положительном направлении.

Анализ представленных на рис. 4 диаграмм показывает, что, как и следовало ожидать, именно ориентация монокристалла по отношению к направлению приложенной одноосной нагрузки имеет решающее влияние на вид диаграмм, а точнее на реализуемые механизмы пластической деформации в определенных кристаллографических направлениях. Это влияние хорошо изучено в работах [16–18], поэтому здесь отметим только следующее. При испытании образцов во всех трех направлениях фактор Шмида для базисного скольжения равен нулю, поэтому деформация может осуществляться двойникованием или < c+a > скольжением.

При испытании образцов в направлении <0001> не может действовать легкое растягивающее двойникова-

ние $\{10\overline{1}2\}<10\overline{1}1>$, при этом происходит максимально возможное деформационное упрочнение и быстрое исчерпание возможности к пластической деформации. Аналогичный эффект для этой ориентации наблюдали в [18] и интерпретировали его как $\langle c+a \rangle$ скольжение.

При испытании образцов в направлении $<1\overline{1}00>$ сначала идет стадия деформации с низким деформационным упрочнением, после исчерпания которой кривая нагружения устремляется резко вверх, а ее вид становится полностью идентичным предыдущему случаю. Это легко объяснить действием легкого растягивающего двойникования $\{10\overline{1}2\}<10\overline{1}1>$, которое для этой ориентации производит перевод ориентации монокристалла в ориентировку, отстоящую от оси *с* на 3°. В соответствии с величиной сдвига для этого типа двойникования для полного передвойникования всех зерен требуется деформационным упрочнением (рис. 4). После этого сжатие происходит в направлении <0001>, аналогично предыдущему случаю.

При испытании образцов в направлении $<11\overline{2}0>$ также активно легкое растягивающее двойникование $\{10\overline{1}2\}<10\overline{1}1>$, но в отличие от предыдущего случая ориентация сдвойникованного монокристалла характеризуется отклонением от оси *c* на угол $\sim30^\circ$, и такая ориентация благоприятна для базисного сколъжения, которое для магния имеет минимальную величину критического напряжения сдвига. Однако при этом реализуется высокий



Рис. 4. Диаграммы испытаний образцов монокристалла чистого магния на сжатие для трех ориентаций **Fig. 4.** Diagrams of compression test of samples of pure magnesium single crystal for three orientations

уровень пластичности, стимулирующий формирование текстуры, которая для сжатия совпадает с плоскостью скольжения, т. е. формируется базисная текстура. Поэтому с увеличением деформации происходит приближение оси сжатия к оси *с*, что уменьшает фактор Шмида для базисного скольжения и, соответственно, увеличивает напряжения течения.

Найденные механические характеристики монокристалла чистого магния при испытании на сжатие в различном направлении представлены в таблице 4.

Испытание на растяжение

Диаграмма испытания монокристалла магния на растяжение в направлении <1100> приведена на рис. 5. Данное направление нагружения монокристалла по активации деформационных систем ГПУ кристаллической решетки характеризуется высокой активностью базисного скольжения и двойникования «растяжения» и в меньшей степени скольжением в призматических и пирамидальных плоскостях. Начальное упрочнение происходит за счет системы самого легкого для ГПУ кристалла базисного скольжения, которое прерывается активацией системы двойникования «растяжения» при напряжении 32,5 МПа и 2 % деформации, формируя на диаграмме «зуб». Последующее резкое падение напряжения, вероятно, связано с переориентацией решетки при двойниковании на легкое скольжение, т. е. фактор Шмида для базисного скольжения повышается, из-за чего последующая деформация происходит при меньшем напряжении. В интервале деформации от 4 до 11 % происходит незначительное деформационное упрочнение, поддерживаемое легким скольжением, однако после 12 % деформации наблюдается ступенчатое снижение прочности, что вызвано заполнением объема образца пересекающимися вторичными двойниками с образованием макродефектов (трещины) на границах пересечения. И в отличие от испытаний на сжатие такое направление демонстрирует существенно большую пластичность.

Определенные стандартные механические характеристики приведены в таблице 4.

Таблица 4	. Механі	ические ха	рактерист	ики мон	окрист	алла м	агния
	Table 4.	Mechanico	al properties	s of magr	nesium s	ingle o	crystal

N⁰	Направление приложения нагрузки	Условный предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение (укорочение), %
1	Сжатие <0001>	2,55±0,05	170±4	7,5±0,5
2	Сжатие <1100>	2,6±0,05	175±5	12,5±0,8
3	Сжатие <1120>	2,65±0,05	145±4	42±5
4	Растяжение <1011>	8,8±0,2	33±4	34±3



Puc. 5. Диаграмма испытания образца монокристалла чистого магния на одноосное растяжение в направлении $<10\overline{1}1>$ **Fig. 5.** Diagram of the test of a pure magnesium single crystal sample for uniaxial tension in the $<10\overline{1}1>$ direction

Коррозионные испытания

Исследование поврежденной коррозией поверхности образцов монокристалла проводили при помощи КЛСМ с построением по наиболее поврежденным коррозией участкам профилей поверхности (рис. 6).

Анализ полученных изображений и профилограмм указывает, во-первых, на то, что характер коррозионных повреждений действительно сильно зависит от кристаллографической ориентации рабочей поверхности монокристалла, а во-вторых, на то, что для плоскостей (0001) (рис. 6 a, 6 b) и ($2\overline{110}$) (рис. 6 e, 6 f) характерна равномерная коррозия, о чем свидетельствуют значительные флуктуации глубины по всей длине профилограмм, а для плоскостей ($10\overline{10}$) (рис. 6 c, 6 d) и ($10\overline{11}$) (рис. 6 g, 6 h), наоборот, характерна локализованная коррозия с глубиной язв до 30 мкм с минимальным повреждением поверхности между язвами.

По данным конфокальной микроскопии скорость коррозии на базе испытаний 72 ч составила 0,51 \pm 0,04, 0,76 \pm 0,08, 0,71 \pm 0,07 и 0,98 \pm 0,10 мм/год для рабочих поверхностей (0001), (1010), (2110) и (1011) соответственно.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Согласно полученным результатам (таблица 2), величина модуля Юнга для базисной плоскости составляет 48,6 ГПа, которая достигается при углах с осью *с* 15°, что незначительно больше модуля Юнга для боковой призматической плоскости (1100) – 45,3 ГПа.

При испытании образцов в направлении <0001> происходит максимально возможное деформационное упрочнение, что связано с действием $\langle c+a \rangle$ скольжения. Сжатие в направлении <1100> характеризуется низким деформационным упрочнением на начальной стадии в результате действия легкого растягивающего

двойникования $\{10\bar{1}2\}<10\bar{1}1>$, которое для этой ориентации производит перевод ориентации монокристалла всех зерен в ориентировку, отстоящую от оси *c* на 3°, причем для этого нужна деформация в ~6%, что и наблюдается экспериментально. После этого сжатие происходит в направлении <0001>. При сжатии в <11 $\bar{2}$ 0> также активно легкое растягивающее двойникование $\{10\bar{1}2\}<10\bar{1}1>$, но при этом ориентация сдвойникованного монокристалла характеризуется отклонением от оси *c* на угол ~30°, и такая ориентация благоприятна для базисного скольжения, что дает высокую пластичность. С увеличением деформации происходит приближение оси сжатия к оси *c*, что уменьшает фактор Шмида для базисного скольжения и, соответственно, увеличивает напряжения течения.

Коррозионный процесс на поверхности монокристаллов магния условно можно разделить на две составляющие: равномерную и локализованную. Первая заключается в полном растворении поверхностного слоя на некоторую глубину, а вторая – в образовании локальных язв. Сказанное иллюстрируют профилограммы прокорродировавшей поверхности различно ориентированных поверхностей монокристалла магния, приведенные на рис. 6. Поскольку часть рабочей поверхности образца не контактировала с коррозионной средой, то ее принимали за нулевой уровень коррозии (на рис. 6 b, 6 d, 6 f, 6 h обозначена мелким пунктиром). Средним пунктиром на рис. 6 b, 6 d, 6 f, 6 h условно обозначена максимальная глубина равномерной коррозии. Из рис. 6 следует, что минимальная глубина $h_{\mu\nu}$ (скорость) равномерной коррозии соответствует плоскости (0001) (~6,5 мкм, рис. 6 b), у всех остальных она имеет близкие значения: ~10; 12,5 и 11,5 мкм для плоскостей $(10\overline{1}0)$, $(2\overline{1}\overline{1}0)$ и $(10\overline{1}1)$, соответственно (рис. 6 d, 6 f, 6 h). При этом максимальная глубина язв h_{loc} принимала значения 25, 35, 10 и 22 мкм для плоскостей



Puc. 6. Изображение прокорродированной поверхности (a, c, e, g) и соответствующие им профилограммы (b, d, f, h) для рабочих поверхностей (0001) (a, b), (1010) (c, d), (2110) (e, f) и (1011) (g, h) по данным КЛСМ. Мелкий пунктир – нулевой уровень; средний пунктир – максимальный уровень равномерной коррозии Fig. 6. Image of corroded surface (a, c, e, g) and corresponding profile diagrams (b, d, f, h) for working (0001) (a, b), (1010) (c, d), (2110) (e, f), and (1011) (g, h) surfaces according to CLSM data. Dotted line – zero level; dashed line – maximum level of uniform corrosion

(0001), (1010), (2110) и (1011) соответственно. Согласно этим результатам, очевидно, что в монокристалле магния наибольшей склонностью к язвенной (локальной) коррозии обладает плоскость (1010) (рис. 6 d), а наименьшей – плоскость (2110) (рис. 6 f). Теоретическое объяснение этому явлению еще предстоит найти.

Исходя из вышеизложенного, ранее приведенные значения скоростей коррозии 0,51±0,04, 0,76±0,08, 0,71±0,07 и 0,98±0,10 мм/год для рабочих поверхностей (0001), (1010), (2110) и (1011) соответственно являют-ся результатом суперпозиции равномерной и локальной скоростей коррозии.

Следует заметить, что, согласно полученным данным, наименьшей средней скоростью коррозии обладает плоскость (0001), что хорошо согласуется с результатами большинства работ других исследователей [11; 15]. Вместе с тем детальный анализ рельефа поверхности показывает, что низкое значение средней скорости коррозии данной плоскости в первую очередь обусловлено низкой скоростью равномерной коррозии, в то время как глубина локальных коррозионных повреждений у этой плоскости выше, чем, например, у плоскостей $(2\overline{1}\overline{1}0)$ и $(10\overline{1}1)$. Таким образом, при существенно более низкой средней скорости коррозии плоскость (0001) обладает достаточно высокой склонностью к локальной коррозии по сравнению с другими кристаллографическими плоскостями. Это важно учитывать при дизайне микроструктуры и кристаллографической текстуры полуфабрикатов и конечных изделий из магниевых сплавов, которые планируется использовать в условиях контакта с агрессивными средами. Локальная коррозия является одной из наиболее опасных форм деградации металлических материалов в агрессивной среде, поскольку может приводить к быстрому локальному уменьшению сечения детали и даже возникновению сквозных повреждений в тонкостенных изделиях. Кроме того, коррозионные язвы, образующиеся в результате развития такого вида коррозии, могут служить зародышами трещин при коррозионном растрескивании под напряжением. Вместе с тем до настоящего момента в коррозионных исследованиях на монокристаллах магния приводились данные только интегральной оценки скорости коррозии, которые, как показано в настоящей работе, не всегда дают достаточно полное представление о коррозионной стойкости той или иной кристаллографической плоскости.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Анизотропия упругих свойств монокристалла магния незначительна: модули Юнга для базисного и пирамидального направлений составляют 48,6 и 45,3 ГПа соответственно, т. е. отличаются между собой менее чем на 7 %. При этом коэффициент Кернса, являющийся количественным критерием текстуры, для базисной плоскости (0,81) в 20 раз выше, чем для пирамидальной (0,04).

2. Сильная анизотропия механических свойств монокристалла чистого магния обусловлена структурой ГПУ кристаллической решетки и сложным сочетанием работы различных по конфигурации кристаллических деформационных систем скольжения и двойникования. Чистый монокристаллический магний демонстрирует большой диапазон механических параметров: предела текучести в 3,5 раза, предела прочности в 5 раз и пластичности в 5,6 раза при вариации направления приложения нагрузки к монокристаллу чистого магния.

3. Скорость коррозии в водном растворе состава 0,9 % NaCl на базе 72 ч для поверхностей монокристалла магния (0001), (1010), (2110) и (1011) составила 0,51±0,04, 0,76±0,08, 0,71±0,07 и 0,98±0,10 мм/год соответственно, при этом плоскости (2110) присуща только равномерная коррозия, плоскости (0001) – равномерная с незначительной локальной; наиболее интенсивно локальная коррозия идет в направлении <1010>, а максимальная интенсивность сочетания локальной и равномерной – в направлении <101>.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Aljihmani L., Alic L., Boudjemline Y., Hijazi Z.M., Mansoor B., Serpedin E., Qaraqe K. Magnesium-Based Bioresorbable Stent Materials: Review of Reviews // Journal of Bio- and Tribo-Corrosion. 2019. Vol. 5. Article number 26. DOI: 10.1007/s40735-019-0216-x.
- Gu Xue-Nan, Zheng Yu-Feng. A review on magnesium alloys as bio-degradable materials // Frontiers of Materials Science in China. 2010. Vol. 4. № 2. P. 111–115. DOI: <u>10.1007/s11706-010-0024-1</u>.
- Song Guangling, Atrens A. Understanding Magnesium Corrosion – A Framework for Improved Alloy Performance // Advanced Engineering Materials. 2003. Vol. 5. № 12. P. 837–858. DOI: <u>10.1002/adem.200310405</u>.
- Schmutz P., Guillaumin V., Lillard R.S., Lillard J.A., Frankel G.S. Influence of Dichromate Ions on Corrosion Processes on Pure Magnesium // Journal of the Electrochemical Society. 2003. Vol. 150. № 4. P. B99–B110. DOI: <u>10.1149/1.1554721</u>.
- 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. DOI: <u>10.31044/1814-4632-2018-8-2-17</u>.
- Бецофен С.Я., Осинцев О.Е., Групин 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. DOI: <u>10.31044/1814-4632-2018-9-2-15</u>.
- Sabbaghian M., Mahmudia R., Shin K.S. Effect of texture and twinning mechanical properties and corrosion behavior of an extruded biodegradable Mg–4Zn alloy // Journal of Magnesium and Alloys. 2019. Vol. 7. № 4. P. 707–716. DOI: 10.1016/j.jma.2019.11.001.
- Song Guang-Ling, Mishra R., Xu Zhen Qing. Crystallographic orientation and electrochemical activity of AZ31 Mg alloy // Electrochemistry Communications. 2010. Vol. 12. № 8. P. 1009–1012. DOI: <u>10.1016/j.elecom.2010.05.011</u>.
- Jiang Bin, Xiang Qing, Atrens A., Song Jiangfeng, Pan Fusheng. Influence of crystallographic texture and grain size on the corrosion behaviour of as-extruded Mg alloy AZ31 sheets // Corrosion Science. 2017. Vol. 126. P. 374–380. DOI: <u>10.1016/j.corsci.2017.08.004</u>.
- 10. Xin Renlong, Li Bo, Li Ling, Liu Qing. Influence of texture on corrosion rate of AZ31 Mg alloy in 3.5 wt.%

NaCl // Materials & Design. 2011. Vol. 32. № 8-9. P. 4548–4552. DOI: <u>10.1016/j.matdes.2011.04.031</u>.

- Liu Ming, Qiu Dong, Zhao Ming-Chun, Song Guangling, Atrens A. The effect of crystallographic orientation on the active corrosion of pure magnesium // Scripta Materialia. 2008. Vol. 58. № 5. P. 421–424. DOI: <u>10.1016/j.scriptamat.2007.10.027</u>.
- 12. Jian Quantong, Ma Xiumin, Zhang Kui, Li Yantao, Li Xinggang, Li Yongjun, Ma Minglong, Hou Baorong. Anisotropy of the crystallographic orientation and corrosion performance of high-strength AZ80 Mg alloy // Journal of Magnesium and Alloys. 2015. Vol. 3. № 4. P. 309–314. DOI: <u>10.1016/j.jma.2015.11.002</u>.
- Gross A. Theoretical Surface Science: A Microscopic Perspective. Berlin: Springer, 2003. 342 p. DOI: <u>10.1007/978-</u> <u>3-540-68969-0</u>.
- McCall C.R., Hill M.A., Lillard R.S. Crystallographic Pitting in Magnesium Single Crystals // Corrosion Engineering Science and Technology. 2005. Vol. 40. P. 337–343. DOI: <u>10.1179/174327805X66326</u>.
- Shin Kwang Seon, Bian Ming Zhe, Nam Nguyen Dang. Effects of Crystallographic Orientation on Corrosion Behavior of Magnesium Single Crystals // JOM. 2012. Vol. 64. P. 664–670. DOI: <u>10.1007/s11837-012-0334-0</u>.
- Wonsiewicz B.C., Backofen W.A. Plasticity of magnesium crystals. Massachusetts: Massachusetts Institute of Technology, 1967. 57 p.
- Kelley E.W., Hosford W.F. Plane-Strain Compression of Magnesium and Magnesium Alloy Crystals. 1968. 242 p.
- Molodov K.D., Al-Samman T., Molodov D.A. On the Plasticity and Deformation Mechanisms in Magnesium Crystals // Metals. 2023. Vol. 13. № 4. Article number 640. DOI: <u>10.3390/met13040640</u>.
- Дзунович Д.А., Бецофен С.Я., Панин П.В. Методические аспекты количественного текстурного анализа листовых полуфабрикатов из ГПУ-сплавов (Ti, Zr) // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 11. С. 8–16. EDN: XBFIED.
- Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толораия В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с. EDN: <u>PIYTZX</u>.
- Merson E.D., Poluyanov V.A., Myagkikh P.N., Sergeev A.A., Merson D.L. Relationship between the anisotropy of corrosion properties of extruded AZ31 and ZK60 with crystallographic texture and volume distribution of secondphase particles // Russian Journal of Non-ferrous Metals. 2024. Vol. 65. P. 1–10. DOI: <u>10.1134/S1067821224600832</u>.
- 22. Данилов В.А., Мерсон Д.Л. Количественная оценка скорости коррозии металлических материалов с помощью конфокальной лазерной сканирующей микроскопии // Письма о материалах. 2021. Т. 11. № 3. С. 291–297. DOI: <u>10.22226/2410-3535-2021-3-291-297</u>.

REFERENCES

 Aljihmani L., Alic L., Boudjemline Y., Hijazi Z.M., Mansoor B., Serpedin E., Qaraqe K. Magnesium-Based Bioresorbable Stent Materials: Review of Reviews. *Journal of Bio- and Tribo-Corrosion*, 2019, vol. 5, article number 26. DOI: 10.1007/s40735-019-0216-x.

- Gu Xue-Nan, Zheng Yu-Feng. A review on magnesium alloys as bio-degradable materials. *Frontiers of Materials Science in China*, 2010, vol. 4, no. 2, pp. 111–115. DOI: <u>10.1007/s11706-010-0024-1</u>.
- Song Guangling, Atrens A. Understanding Magnesium Corrosion – A Framework for Improved Alloy Performance. *Advanced Engineering Materials*, 2003, vol. 5, no. 12, pp. 837–858. DOI: <u>10.1002/adem.200310405</u>.
- Schmutz P., Guillaumin V., Lillard R.S., Lillard J.A., Frankel G.S. Influence of Dichromate Ions on Corrosion Processes on Pure Magnesium. *Journal of the Electrochemical Society*, 2003, vol. 150, no. 4, pp. B99–B110. DOI: <u>10.1149/1.1554721</u>.
- Betsofen S.Y., Osintsev O.E., Grushin I.A., Petrov A.A., Speranskii K.A. Influence of alloying elements on the deformation mechanism and the texture of magnesium alloys. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2019, vol. 2019, no. 4, pp. 346–360. DOI: <u>10.1134/S0036029519040049</u>.
- Betsofen S.Y., Osintsev O.E., Grushin I.A., Petrov A.A., Speranskii K.A. Texture and anisotropy of the mechanical properties of magnesium alloys. *Russian Metallurgy* (*Metally*), 2019, vol. 2019, no. 4, pp. 361–373. DOI: <u>10.1134/S0036029519040050</u>.
- Sabbaghian M., Mahmudia R., Shin K.S. Effect of texture and twinning mechanical properties and corrosion behavior of an extruded biodegradable Mg–4Zn alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2019, vol. 7, no. 4, pp. 707–716. DOI: <u>10.1016/j.jma.2019.11.001</u>.
- Song Guang-Ling, Mishra R., Xu Zhen Qing. Crystallographic orientation and electrochemical activity of AZ31 Mg alloy. *Electrochemistry Communications*, 2010, vol. 12, no. 8, pp. 1009–1012. DOI: <u>10.1016/j.elecom.2010.05.011</u>.
- Jiang Bin, Xiang Qing, Atrens A., Song Jiangfeng, Pan Fusheng. Influence of crystallographic texture and grain size on the corrosion behaviour of as-extruded Mg alloy AZ31 sheets. *Corrosion Science*, 2017, vol. 126, pp. 374–380. DOI: <u>10.1016/j.corsci.2017.08.004</u>.
- Xin Renlong, Li Bo, Li Ling, Liu Qing. Influence of texture on corrosion rate of AZ31 Mg alloy in 3.5 wt.% NaCl. *Materials & Design*, 2011, vol. 32, no. 8-9, pp. 4548–4552. DOI: <u>10.1016/j.matdes.2011.04.031</u>.
- 11. Liu Ming, Qiu Dong, Zhao Ming-Chun, Song Guangling, Atrens A. The effect of crystallographic orientation on the active corrosion of pure magnesium. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 58, no. 5, pp. 421–424. DOI: <u>10.1016/j.scriptamat.2007.10.027</u>.
- 12. Jian Quantong, Ma Xiumin, Zhang Kui, Li Yantao, Li Xinggang, Li Yongjun, Ma Minglong, Hou Baorong. Anisotropy of the crystallographic orientation and corrosion performance of high-strength AZ80 Mg alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2015, vol. 3, no. 4, pp. 309–314. DOI: <u>10.1016/j.jma.2015.11.002</u>.
- Gross A. Theoretical Surface Science: A Microscopic Perspective. Berlin, Springer Publ., 2003. 342 p. DOI: <u>10.1007/978-3-540-68969-0</u>.
- McCall C.R., Hill M.A., Lillard R.S. Crystallographic Pitting in Magnesium Single Crystals. *Corrosion Engineering Science and Technology*, 2005, vol. 40, pp. 337–343. DOI: <u>10.1179/174327805X66326</u>.
- Shin Kwang Seon, Bian Ming Zhe, Nam Nguyen Dang. Effects of Crystallographic Orientation on Corrosion Behavior of Magnesium Single Crystals. *JOM*, 2012, vol. 64, pp. 664–670. DOI: <u>10.1007/s11837-012-0334-0</u>.

- Wonsiewicz B.C., Backofen W.A. *Plasticity of magne-sium crystals*. Massachusetts, Massachusetts Institute of Technology Publ., 1967. 57 p.
- 17. Kelley E.W., Hosford W.F. Plane-Strain Compression of Magnesium and Magnesium Alloy Crystals. 1968. 242 p.
- Molodov K.D., Al-Samman T., Molodov D.A. On the Plasticity and Deformation Mechanisms in Magnesium Crystals. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 4, article number 640. DOI: <u>10.3390/met13040640</u>.
- Dzunovich D.A., Betsofen S.Ya., Panin P.V. Methodological aspects of the quantitative texture analysis of HCP alloy (Ti, Zr) sheet semiproducts. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2017, vol. 2017, no. 10, pp. 813–820. DOI: <u>10.1134/S0036029517100056</u>.
- Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B., Toloraiya V.N., Gavrilin O.S. *Monokristally nikelevykh zharoprochnykh splavov* [Single crystals of nickel heat-resistant alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1997. 336 p. EDN: <u>PIYTZX</u>.
- Merson E.D., Poluyanov V.A., Myagkikh P.N., Sergeev A.A., Merson D.L. Relationship between the anisotropy of corrosion properties of extruded AZ31 and ZK60 with crystallographic texture and volume distribution of secondphase particles. *Russian Journal of Non-ferrous Metals*, 2024, vol. 65, pp. 1–10. DOI: 10.1134/S1067821224600832.
- 22. Danilov V.A., Merson D.L. Quantitative estimation of the corrosion rate of metallic materials using confocal laser scanning microscopy. *Letters on Materials*, 2021, vol. 11, no. 3, pp. 291–297. DOI: <u>10.22226/2410-3535-2021-3-291-297</u>.

Mechanical and corrosion anisotropy of magnesium single crystal

Dmitry L. Merson^{*1,3}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Director of the Research Institute of Advanced Technologies Sergey Ya. Betsofen^{2,4}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair "Technologies and Systems for Computer-Aided Design of Metallurgical Processes" *Evgeny D. Merson*^{1,5}, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies Vitaly A. Poluyanov^{1,6}, PhD (Engineering), junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies Pavel N. Myagkikh^{1,7} PhD (Engineering), junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies Aleksey V. Danyuk^{1,8}, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies Vladimir A. Danilov^{1,9}, PhD (Engineering), junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies *Ekaterina I. Maksimenko*², postgraduate student Aleksandr I. Brilevskiy^{1,10}, PhD (Engineering), junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies

¹Togliatti State University, Togliatti (Russia) ²Moscow Aviation Institute, Moscow (Russia)

*E-mail: d.merson@tltsu.ru

³ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0001-5006-4115</u> ⁴ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0003-0931-2839</u> ⁵ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0002-7063-088X</u> ⁶ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0002-7530-9518</u> ⁸ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0002-7352-9947</u> ⁹ORCID: <u>https://orcid.org/0000-0001-5099-6940</u> ¹⁰ORCID: https://orcid.org/0000-0002-5780-6094

Received 13.12.2024

Revised 19.03.2025

Accepted 14.04.2025

Abstract: Magnesium and its alloys are promising materials for medical use due to their ability to dissolve safely in the human body. However, the rate of dissolution of bioresorbable implants should be in a narrow enough range. The difficulty in ensuring this condition is that the corrosion process in magnesium alloys is influenced by many factors, including natural (single-crystal) and technological (production scheme) anisotropy. By carrying out technological operations on thermomechanical treatment, it is possible to control the process of formation of the semi-finished product texture and to create artificially a preferred orientation of crystallites in the structure of magnesium alloys and thus control their corrosion resistance. This requires precise knowledge of the relationship between corrosion processes and certain crystallographic directions, which can be most reliably obtained in experiments on single crystals. In this work, mechanical (compression and tension) and corrosion tests were carried out for the first time on the same magnesium single crystal on samples with different crystallographic orientations. The Kearns coefficients calculated from the X-ray diffraction patterns of the single crystal specimen faces by the inverse pole figure method were used as a quantitative criterion of the natural texture. The specimens were subjected to compression tests in the < 0001 >, $< 1\overline{100} >$ and

< $11\overline{20}$ > directions, and to tension tests in the < 0001 > direction. The specimen surfaces with orientations close to the (0001), ($10\overline{10}$), ($2\overline{110}$), and ($10\overline{11}$) crystallographic planes were subjected to corrosion testing. It was found that the Young's modulus and the Kearns coefficient for the basal and pyramidal faces were 48.6 GPa and 0.81; 45.3 GPa and 0.04, respectively. The shape of the stress curves depended significantly on the sample orientation and was determined by the degree of involvement of various mechanisms in the overall plastic deformation process. The rate of corrosion in a physiological aqueous solution of 0.9 % NaCl on a 72-h basis for the (0001), ($10\overline{10}$), ($2\overline{110}$), and ($10\overline{10}$) surfaces was 0.51, 0.76, 0.71 and 0.98 mm/year, respectively. In this case, the ($2\overline{110}$) plane experienced only uniform corrosion, the (0001) plane experienced uniform corrosion with minor localised corrosion; the most intense localised corrosion is observed in the ($10\overline{10}$) direction, and the maximum intensity of the combination of localised and uniform corrosion is in the $<10\overline{11}$ > direction.

Keywords: magnesium single crystal; crystallographic directions; anisotropy; Kearns coefficient; mechanical diagrams; corrosion rate.

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, project No. 23-19-00636 (https://rscf.ru/project/23-19-00636/).

For citation: Merson D.L., Betsofen S.Ya., Merson E.D., Poluyanov V.A., Myagkikh P.N., Danyuk A.V., Danilov V.A., Maksimenko E.I., Brilevskiy A.I. Mechanical and corrosion anisotropy of magnesium single crystal. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 2, pp. 39–52. 10.18323/2782-4039-2025-2-72-4.