

УДК 669.721.5

ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Mg-1,1% Zn-1,7% Dy¹

©2023 г. Н.С. Мартыненко^{1*}, Д.Р. Темралиева^{1*}, Е.А. Лукьянова^{1*},
О.В. Рыбальченко^{1*}, Г.В. Рыбальченко^{2*}, А.И. Огарков^{1*},
И.Е. Тарытина^{1*}, В.С. Юсупов^{1*}, С.В. Добаткин^{1*,3*}

^{1*}ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
E-mail: nmartynenko@imet.ac.ru

^{2*}Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, Москва

^{3*}Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва

Поступила в редакцию 2 февраля 2023 г.

После доработки 27 февраля 2023 г. принята к публикации 10 марта 2023 г.

Изучено влияние ротационнойковки (РК) со степенью деформации $\varepsilon = 1,28$ и $2,31$ на микроструктуру, коррозионную стойкость и механические свойства потенциального медицинского сплава Mg-1,1% Zn-1,7% Dy. Показано, что РК при $\varepsilon = 1,28$ приводит к измельчению зерна исследуемого сплава практически в 10 раз (с 300—400 до 30—40 мкм). Повышение степени деформации до $\varepsilon = 2,31$ приводит к формированию неоднородной микроструктуры с областями, содержащими зерна как размером 30—40 мкм, так и 5—10 мкм. Измельчение зерна после РК приводит к повышению стойкости к электрохимической коррозии (потенциал коррозии увеличивается от -1550 ± 9 мВ в закаленном состоянии до -1442 ± 23 и -1454 ± 35 мВ после РК соответственно при $\varepsilon = 1,28$ и $2,31$), но не вызывает изменения плотности тока коррозии. При этом скорость деградации сплава растет с увеличением степени деформации вплоть до $3,46 \pm 1,06$ мм/год. Измельчение структуры после РК при $\varepsilon = 1,28$ приводит к существенному росту прочности исследуемого сплава относительно закаленного состояния (предел прочности растет с 70 ± 13 до 273 ± 7 МПа) при снижении пластичности с $23,1 \pm 5,1$ до $14,0 \pm 2,9\%$. Повышение степени деформации до $\varepsilon = 2,31$ не приводит к росту прочности сплава ($\sigma_b = 267 \pm 4$ МПа), но вызывает увеличение пластичности ($\delta = 21,1 \pm 1,6\%$), по-видимому, в результате текстурных изменений, происходящих в сплаве.

Ключевые слова: биорезорбируемые материалы; магниевые сплавы; микроструктура; коррозионная стойкость; деградация сплавов; механические свойства.

Магний и его сплавы являются перспективными материалами в качестве основы для медицинских изделий разного назначения благодаря их биосовместимости и биodeградируемости [1—3]. В частности, на их основе могут разрабатываться биodeградируемые каркасы для остеосинтеза, устройства для доставки терапевтических агентов, коронарные стенты и др. Однако низкие прочность и коррозионная стойкость — основные не-

достатки магниевых сплавов медицинского применения. Повышение коррозионной стойкости магниевых сплавов достигается грамотным подбором системы легирования. Коррозионная стойкость магния возрастает при легировании, для чего широко используются Al [4], Zn [5], Mn [6], редкоземельные металлы [7—9] и др. Однако при выборе легирующих элементов для сплавов медицинского применения следует руководствоваться не только влиянием на коррозионные свойства, но в первую очередь на биосовместимость. Фейерабенд и др. показали, что лантан и церий имеют высокий уровень цитотоксичности по отношению к нормальным нетрансформируемым клеткам [10]. Также существуют исследования, показывающие,

¹Работа выполнена в соответствии с государственным заданием №075-01176-23-00. Исследования поверхности образцов после коррозионных испытаний проводились на исследовательском оборудовании Центра коллективного пользования Физического института им. П.Н. Лебедева РАН.

что накопление алюминия в организме может способствовать развитию деменции и болезни Альцгеймера [11—14]. В то же время цинк, марганец, кальций имеют хорошие показатели биосовместимости и даже самостоятельно применяются как медицинские материалы. Например, в работе [15] показано, что низколегированные сплавы на основе цинка имеют биосовместимость, схожую с уровнем биосовместимости титана, который является одним из основных материалов для создания ортопедических имплантатов. Хорошей биосовместимостью, а также остеиндуктивностью обладают марганец [16], кальций [17] и серебро [18]. Также хорошую цитосовместимость *in vitro* имеет ряд редкоземельных металлов (РЗМ — Dy, Gd, Nd и Y [10]). Поэтому указанные элементы (Zn, Ca, Ag, Mn и некоторые РЗМ, такие как Dy, Nd, Gd и Y) являются наиболее распространенными для легирования медицинских магниевых сплавов.

Вторая проблема, которая ограничивает применение магниевых сплавов медицинского назначения, связана с их низкой прочностью в недеформированном состоянии. Легирование указанными выше металлами позволяет улучшать механические характеристики магния благодаря твердорастворному упрочнению и выделению упрочняющих фаз, однако достигаемого повышения прочности часто бывает недостаточно для использования в ортопедии. Поэтому целесообразно использовать пластическую деформацию, которая в результате измельчения зерна приводит к росту статической и циклической прочности магниевых сплавов. Однако при выборе методов и режимов деформации следует учитывать, что основным эксплуатационным свойством разрабатываемых сплавов является коррозионная стойкость, которая не должна сильно ухудшаться после обработки. Ранее было показано, что некоторые методы интенсивной пластической деформации позволяют одновременно повысить прочность и коррозионную стойкость сплавов на основе магния за счет формирования однородной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с равномерно распределенными в ней включениями [19—21]. Также было показано, что в результате ротационнойковки (РК) прочностные характеристики магниевых сплавов повышаются без увеличения скорости их деградации [19, 22, 23]. Кроме того, РК по-

зволяет повысить не только статическую прочность металлов и сплавов, но и их усталостную прочность, что особенно важно для ортопедии, так как имплантаты в процессе эксплуатации подвергаются циклическим нагрузкам [22, 24, 25]. Настоящая работа проведена с целью исследования влияния РК на структуру, механические характеристики и коррозионную стойкость перспективного медицинского сплава Mg-1,1% Zn-1,7% Dy. Диспрозий выбран в качестве легирующего элемента не только для повышения коррозионной стойкости сплава, но и для придания ему специфических биоактивных свойств, например противоопухолевой активности [26]. Данное свойство позволит использовать разрабатываемый сплав в качестве основы при создании погружных имплантатов и крепежных элементов для проведения остеореконструктивных операций у онкологических больных.

Материал и методики исследования. В данной работе материалом исследования послужил сплав с номинальным составом² Mg-1% Zn-1,5% Dy. Сплав выплавляли в печи сопротивления в тигле из стали Ст3. Для выплавки сплава использовали магний Мг95 (99,95% Mg), цинк Ц0 (99,975% Zn) и диспрозий ДиМ-1 (99,83% Dy). Выплавку сплава проводили под флюсом ВИ-2 (38—46% MgCl₂, 32—40% KCl, 3—5% CaF₂, 5—8% BaCl₂, 1,5% MgO, <8% (NaCl + CaCl₂)). Далее расплав разливали в кокиль из нержавеющей стали диаметром 12 мм. Химический состав сплава определяли методом рентгенофлуоресцентного анализа на рентгенофлуоресцентном волнодисперсионном спектрометре последовательного типа Bruker S8 Tiger (серия 2). Исследования проводились по стандартной методике в вакууме с использованием программного обеспечения QUANT-EXPRESS. Номинальный и фактический составы сплава приведены в табл. 1.

Полученные слитки сплава гомогенизировали при температуре 525 °С в течение 8 ч с последующей закалкой в воду. Деформацию методом РК проводили при температуре 400 °С с постепенным уменьшением диаметра прутка от 19 до 6 мм. Процесс РК осуществляли на ротационно-ковочной машине

²Здесь и далее по тексту во всех не оговоренных особо случаях составы сплавов указаны в мас.%.

Таблица 1

Химический состав, %, сплава Mg-Zn-Dy
(в числителе — номинальный; в знаменателе — фактический)

Mg	Zn	Dy
Основа Основа	1 1,13±0,04	1,5 1,74±0,06

РКМ 2129.02. Исследовали сплав после РК при истинной степени деформации³ $\varepsilon = 1,28$ и 2,31. Микроструктуру сплава до и после РК исследовали на оптическом микроскопе М-24 фирмы Reichert (Австрия). Исследование микроструктуры сплава после РК вели в направлении, параллельном направлениюковки. Размер структурных элементов определяли с использованием программного обеспечения Image Expert Professional 3.

Коррозионную стойкость исследовали двумя способами: электрохимическим методом путем построения потенциодинамических кривых, а также с помощью испытаний на потерю массы (иммерсионные исследования). Испытания проводили в имитирующем кровь физиологическом растворе, содержащем 0,9% NaCl (рН7). При этом электрохимические исследования выполнялись при комнатной температуре, а испытания на потерю массы — при температуре $37 \pm 0,3$ °С. Для электрохимических исследований использовали потенциостат SP-300 (Bio-Logic SAS), включающий плоскую трехэлектродную ячейку PAR (рабочий электрод, электрод сравнения Ag/AgCl и противозлектрод из платиновой сетки). Исследования проводили на образцах с площадью поверхности от 0,45 до 0,8 см² в направлении, параллельном направлению РК. Определение потенциала разомкнутой цепи (ОСР) проводили в течение 10 мин. Скорость сканирования при съемке потенциодинамических кривых составляла 1 мВ/с. При этом нижняя граница сканирования была определена как ОСР – 150 мВ, а верхняя — как ОСР + 1000 мВ. Для каждого состояния сплава проведено не менее пяти сканирований.

В испытаниях на потерю массы образцы (число образцов $N = 3$) в виде пластин разме-

ром $14 \times 4,5 \times 1$ мм (длина $\times$ ширина $\times$ толщина) после предварительного взвешивания погружали в физиологический раствор (0,9% NaCl) на 7 сут. Для взвешивания использовали электронные весы Sartorius M2P Micro Balances Pro 11 (сертифицированы по стандарту ISO 9001). После испытаний образцы тщательно высушивали и далее исследовали их деградированную поверхность. Исследование поверхности проводили с использованием инструментального микроскопа ММИ-2. Дополнительно изучали состав продуктов деградации с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM-7001F (JEOL, Япония), оборудованного энергодисперсионным спектрометром. После исследования деградированной поверхности образцы промывали в смеси, состоящей из Cr₂O₃, AgNO₃, Ba(NO₃)₂ и дистиллированной воды, в течение 1 мин для удаления продуктов деградации. Промытые образцы снова тщательно высушивали на воздухе и взвешивали. Скорость деградации (DR , мм/год) сплава рассчитывали по уравнению [27]:

$$DR = 8,76 \cdot 10^4 \Delta m / (A \tau \rho), \quad (1)$$

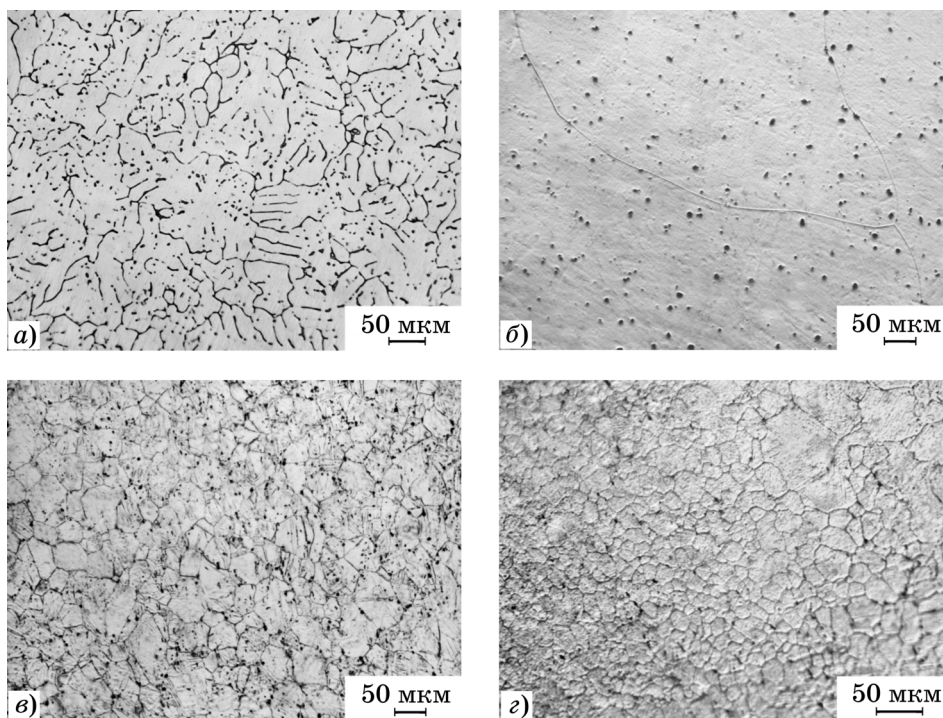
где Δm — потеря массы, г; τ — длительность погружения, ч; A — площадь поверхности образца, см²; ρ — плотность сплава, г/см³.

Механические свойства сплава определяли на испытательной машине Instron 3382 при комнатной температуре со скоростью деформирования 1 мм/мин. Испытания проводили на плоских образцах с площадью поперечного сечения 2 мм $\times$ 1 мм и рабочей длиной 5,75 мм.

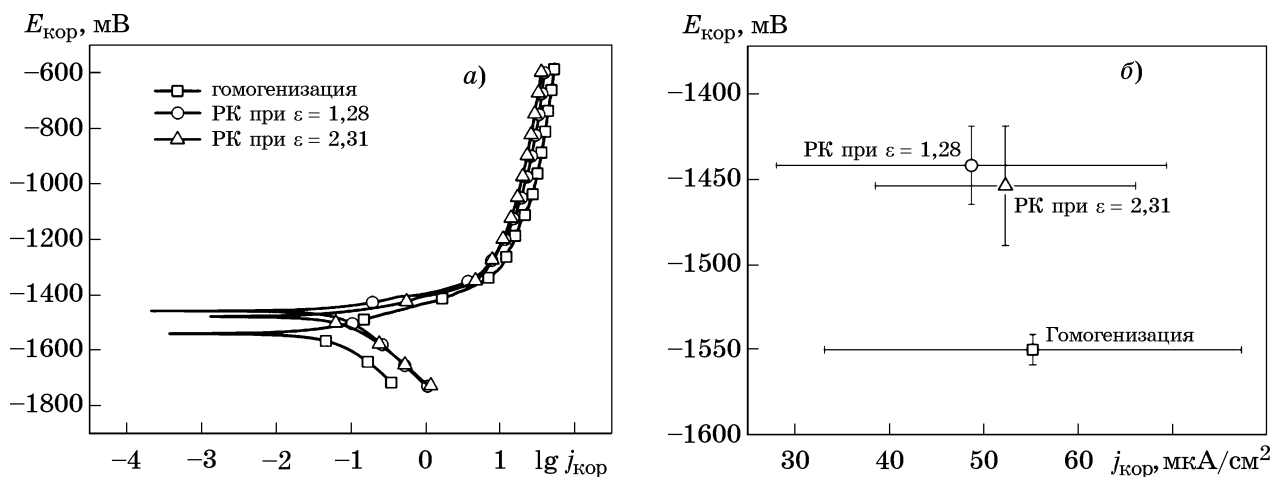
Результаты исследования и их обсуждение. На фиг. 1 представлена микроструктура сплава Mg-1,1% Zn-1,7% Dy в литом и гомогенизированном состояниях, а также после РК при $\varepsilon = 1,28$ и 2,31.

В литом состоянии структура сплава состоит из дендритов α -Mg размером 50—100 мкм и эвтектической фазы, расположенной преимущественно по границам дендритов (фиг. 1, а). По данным работы [28] данная фаза имеет стехиометрический состав Mg₈ZnDy. Кроме того, согласно диаграмме состояния Mg-Dy в сплаве может присутствовать фаза Mg₂₄Dy₅ [29]. В ходе гомогенизации эвтектическая фаза растворяется, формируется пересыщенный твердый раствор с размером зерна 300—400 мкм (фиг. 1, б).

³Истинная степень деформации рассчитана по формуле $\varepsilon = \ln(F_{\text{нач}}/F_{\text{кон}})$, где $F_{\text{нач}}$, $F_{\text{кон}}$ — начальная и конечная площади поперечного сечения прутка соответственно.



Фиг. 1. Микроструктура сплава Mg-1,1% Zn-1,7% Dy в литом состоянии (а), после гомогенизации (б) и после РК при $\varepsilon = 1,28$ (в) и $\varepsilon = 2,31$ (г)



Фиг. 2. Вольт-амперограммы (а) в тафелевских координатах для сплава Mg-1,1% Zn-1,7% Dy в разных состояниях (электрод сравнения — Ag/AgCl) и сравнение результатов потенциодинамических испытаний (б): $E_{кор}$ — потенциал коррозии сплава; $j_{кор}$ — плотность тока коррозии

После РК при $\varepsilon = 1,28$ микроструктура сплава измельчается, внутри зерен формируются двойники деформации (фиг. 1, в). Средний размер зерна при этом составляет 30—40 мкм, а ширина двойников 2—5 мкм. Увеличение степени деформации ведет к дальнейшему измельчению микроструктуры (фиг. 1, г). После РК при $\varepsilon = 2,31$ формируется неоднородная по размеру микроструктура, в которой присутствуют как довольно крупные зерна (30—40 мкм), так и зоны с мелкими зернами размером 5—10 мкм.

На фиг. 2 и в табл. 2 представлены результаты исследования коррозионной стойкости сплава до и после РК.

Исследования электрохимической коррозии показали, что РК приводит к росту потенциала коррозии сплава ($E_{кор}$), что свидетельствует о повышении его стойкости к электрохимической коррозии. Так, в гомогенизированном состоянии потенциал коррозии сплава составлял -1550 ± 9 мВ. После РК при $\varepsilon = 1,28$ наблюдается снижение данного параметра до -1442 ± 23 мВ. Дальнейшее уве-

Таблица 2

Коррозионная стойкость* и скорость деградации
образцов сплава Mg-1,1% Zn-1,7% Dy в разных состояниях**

Обработка сплава	$E_{\text{кор}}$, мВ	$j_{\text{кор}}$, мкА/см ²	DR , мм/год
Гомогенизация	-1550±9	55,2±22,1	1,19±0,37
РК при $\varepsilon = 1,28$	-1442±23	48,7±20,7	2,23±0,41
РК при $\varepsilon = 2,31$	-1454±35	52,3±13,8	3,46±1,06

*Электрод сравнения — Ag/AgCl.

**См. формулу (1).

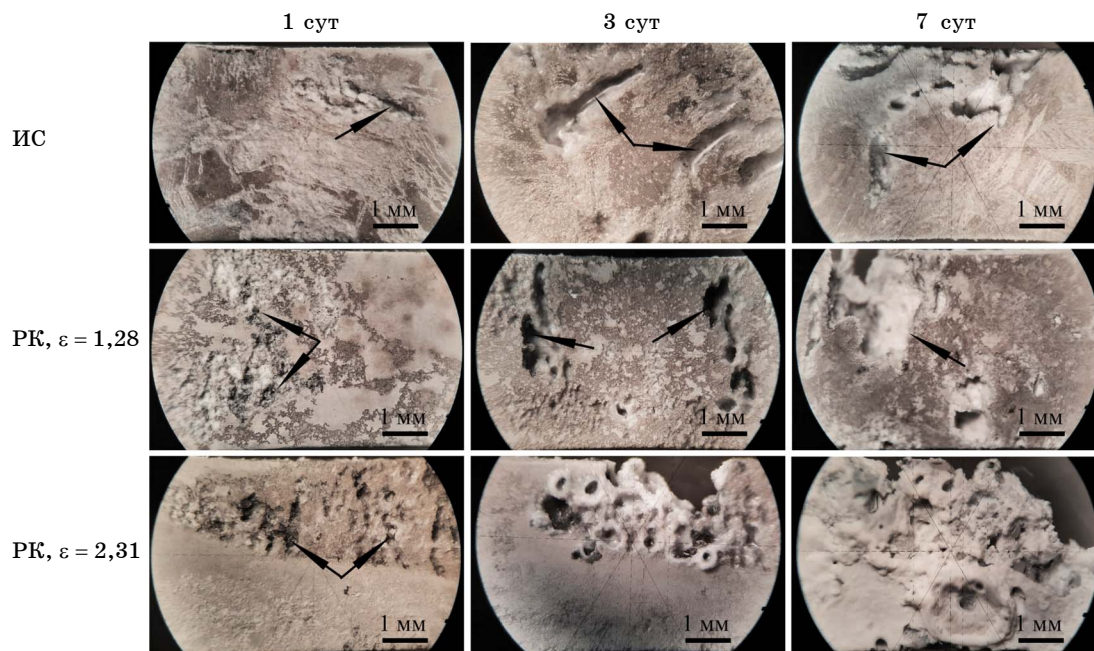
личение степени деформации при РК не оказывает влияния на потенциал коррозии сплава (-1454±35 мВ). При этом стоит отметить, что РК не оказывает влияния на плотность тока коррозии $j_{\text{кор}}$, отвечающую за скорость электрохимической коррозии. Для сплава в гомогенизированном состоянии плотность тока коррозии 55,2±22,1 мкА/см², после РК ее значения существенно не меняются и составляют 48,7±20,7 и 52,3±13,8 мкА/см² для $\varepsilon = 1,28$ и 2,31 соответственно.

Исследования стойкости сплава к химической коррозии показали несколько иной результат (см. табл. 2). В отличие от результатов исследования стойкости к электрохимической коррозии стойкость сплава к химической коррозии после РК снижается. В гомогенизированном состоянии скорость деградации $DR = 1,19 \pm 0,37$ мм/год, после РК при $\varepsilon = 1,28$ скорость деградации повышается до

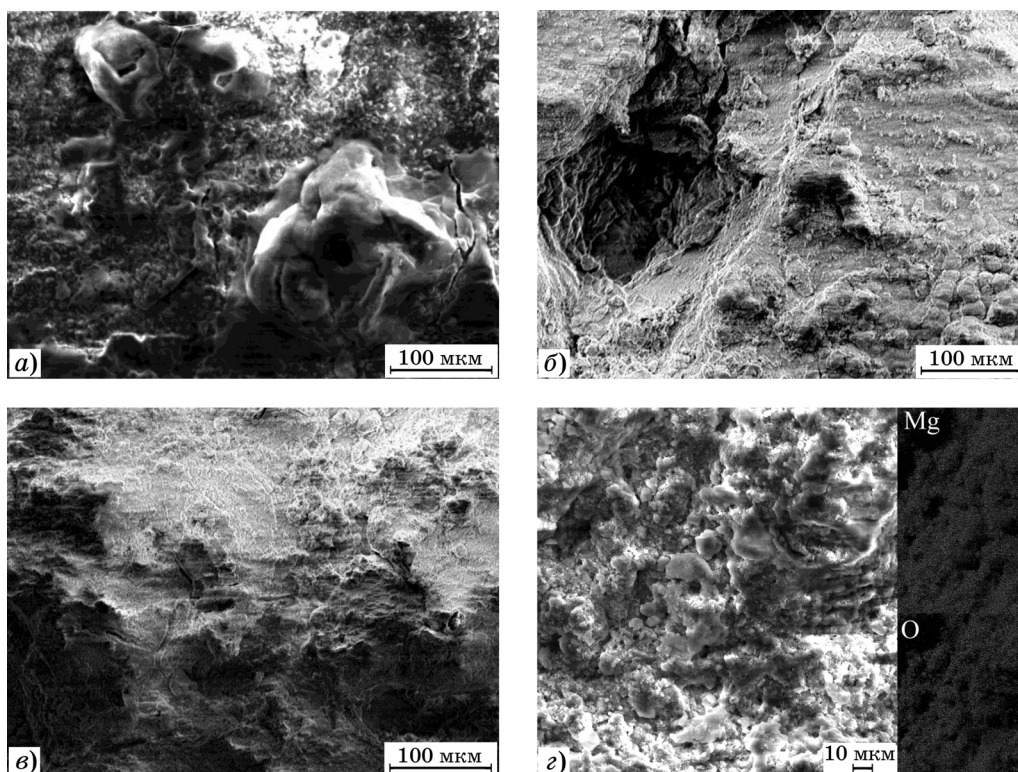
2,23±0,41 мм/год. В случае дальнейшего увеличения степени деформации до $\varepsilon = 2,31$ отмечен рост скорости деградации DR до 3,46±1,06 мм/год.

Вероятной причиной различия в результатах электрохимической и химической коррозии является длительность испытаний. Более долгосрочные иммерсионные испытания привели к сильной локализации коррозии, которая выражается в образовании питтинговых ям и дальнейшей ускоренной коррозии в этих местах. Схожую ситуацию наблюдали Роккала и др., которые показали, что в сплаве Mg-1% Zn-2% Dy, обработанном трением с перемешиванием, значения скорости деградации, измеренной электрохимическим и химическим методами, могут различаться на порядок [28].

На фиг. 3 приведены фотографии поверхности образцов сплава в разном состоянии



Фиг. 3. Поверхность образцов сплава до удаления продуктов коррозии после 1, 3 и 7 сут иммерсионного исследования на потерю массы. Стрелки указывают места локализации деградации сплава на образцах до (ИС — исходное состояние) и после РК



Фиг. 4. Внешний вид продуктов коррозии на образцах сплава в гомогенизированном состоянии (а) и после РК при $\varepsilon = 1,28$ (б) и $\varepsilon = 2,31$ (в) после 7 сут инкубации в растворе с 0,9% NaCl

после инкубации в растворе с 0,9% NaCl в течение 1, 3 и 7 сут. Можно заметить, что уже после 1 сут нахождения в растворе на поверхности образцов наблюдается локализация процесса коррозии, представленная питтингом. Стоит отметить, что наиболее выраженный питтинг наблюдается для образца сплава после РК при $\varepsilon = 2,31$. Увеличение длительности инкубации сплава приводит к росту очагов коррозии и их углублению. После 7 сут инкубации образцов сплава после РК при $\varepsilon = 1,28$ и $2,31$ наблюдалась потеря их целостности.

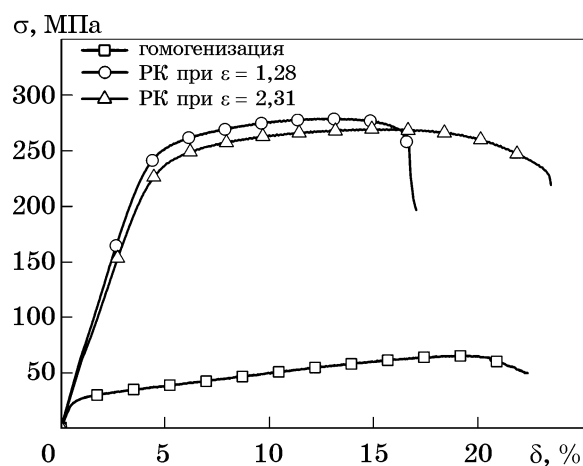
Исследования поверхности образцов после коррозионных испытаний методом сканирующей электронной микроскопии показали, что все образцы после инкубации в растворе покрыты плотной пленкой продуктов деградации (фиг. 4). В некоторых местах эта пленка имеет трещины и сколы. При исследовании состава этой пленки выявлено, что продуктами коррозии в основном являются магний и кислород (фиг. 4, з), т.е. пленка представляет собой главным образом оксид магния MgO.

Результаты исследования механических свойств сплава Mg-1,1% Zn-1,7% Dy до и после РК представлены в табл. 3 и на фиг. 5.

Таблица 3

Механические характеристики сплава
Mg-1,1% Zn-1,7% Dy в состояниях до и после РК

Обработка сплава	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
Гомогенизация	25±3	70±13	23,1±5,1
РК при $\varepsilon = 1,28$	216±4	273±7	14,0±2,9
РК при $\varepsilon = 2,31$	219±1	267±4	21,1±1,6



Фиг. 5. Диаграммы растяжения образцов сплава Mg-1,1% Zn-1,7% Dy в состояниях после разных видов обработки. На осях: σ — напряжение; δ — деформация (относительное удлинение)

Механические свойства и скорость деградации сплавов на основе магния в разных состояниях

Сплав	Обработка сплава	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	DR, мм/год	Ссылка
Mg-1,1% Zn- 1,7% Dy	Гомогенизация	25±3	70±13	23,1±5,1	1,19±0,37	Текущее исследование » »
	РК при $\varepsilon = 1,28$	216±4	273±7	14,0±2,9	2,23±0,41	
	РК при $\varepsilon = 2,31$	219±1	267±4	21,1±1,6	3,46±1,06	
Mg-2,5% Zn- 0,5% Dy (ат.%)	Экструзия	300	338	19,5	—	[34]
Mg-10% Gd-2% Y-0,5% Zn-0,3% Zr	Ковка	210	308	7,5	—	[35]
	Ковка + 250 °С, 10 ч	253	356	7,2	—	[35]
Mg-5,7% Zn-0,5% Ca-0,5% Ce/La	Экструзия	270,2±6,0	311,1±7,0	14,8±0,8	1,23	[36]
Mg-2,8% Y-2,1% Zn-0,18% Zr	Экструзия	206±5,5	305±5,6	18,2±4	—	[37]
Mg-1% Zn- 2% Dy	Литое	—	—	—	5,41	[28]
	FSP*	—	—	—	1,88	
Mg-2Dy-0,5Zn (ат.%)	Экструзия	287	321	11,6	—	[38]
	Экструзия +100 °С	250	316	13	—	[38]

*FSP — Обработка трением с перемешиванием.

Измельчение микроструктуры после РК приводит к существенному упрочнению сплава Mg-1,1% Zn-1,7% Dy. В гомогенизированном состоянии условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ сплава составляет 25±3 МПа, предел прочности $\sigma_B = 70±13$ МПа, а относительное удлинение $\delta = 23,1±5,1\%$. После РК при $\varepsilon = 1,28$ отмечается рост $\sigma_{0,2}$ и σ_B до 216±4 и 273±7 МПа соответственно. Однако измельчение микроструктуры вызывает существенное падение пластичности сплава (до $\delta = 14,0±2,9\%$). Увеличение степени деформации до $\varepsilon = 2,31$ не вызывает дальнейшего роста прочности сплава ($\sigma_{0,2} = 219±1$ МПа, $\sigma_B = 267±4$ МПа), однако повышает его пластичность ($\delta = 21,1±1,6\%$). Вероятной причиной такого поведения могут служить изменения, происходящие в текстуре сплава в процессе РК. Ранее было показано, что формирование острой наклоненной базисной текстуры, сопровождающееся заметной активизацией призматического скольжения, приводит к росту пластичности сплава Mg-1,0% Zn-0,3% Ca после равноканального углового прессования [30]. Схожие результаты приведены в работе [19] для сплава Mg-1,03% Zn-0,66% Ca после РК. Такие же текстурные изменения могут служить причиной снижения прочностных характеристик магниевых сплавов, наиболее сильно отражаясь на пределе текучести [31—33].

В табл. 4 представлены данные, полученные в настоящей работе, в сравнении с результатами более ранних исследований. Сравнение показало, что РК — перспективный способ упрочнения сплавов на основе

магния. Полученные нами результаты в целом сопоставимы с уровнем свойств, достигнутых ранее на схожих сплавах. Так, экструзия сплава Mg-2,5% Zn-0,5% Dy (ат.%) с более высоким, чем у нас, содержанием цинка и диспрозия привела к росту его прочности до 338 МПа при схожем уровне пластичности [34]. Ковка с последующим старением высоколегированного сплава Mg-10% Gd-2% Y-0,5% Zn-0,3% Zr привела к росту прочности сплава до 356 МПа, но существенно снизила его пластичность [35]. Экструзия сплавов системы Mg-Zn-PЗЭ позволяет достичь прочности в районе 300—320 МПа [36—38].

Резюмируя полученные данные, можно заключить, что РК — многообещающий способ получения высокопрочного состояния медицинских магниевых сплавов. В случае сплава Mg-1,1% Zn-1,7% Dy РК при $\varepsilon = 1,28$ позволяет значительно повысить прочность без существенной потери стойкости как к электрохимической, так и к химической коррозии. При этом повышение степени деформации до $\varepsilon = 2,31$, несмотря на отсутствие влияния на прочность, приводит к росту пластичности сплава, что важно для дальнейшего использования сплава. Увеличение относительного удлинения позволит изготовить из сплава изделия разных конфигураций и назначения, требующие запаса прочности и пластичности, например, реберные скобы. Вариативность скорости деградации также позволит расширить направления использования сплава. Например, высокая скорость деградации, полученная для сплава Mg-1,1% Zn-

1,7% Dy после РК при $\varepsilon = 2,31$, позволит использовать его для создания устройств, предназначенных для отсроченного внесения терапевтических препаратов [3].

Выводы. 1. Ротационнаяковка (РК) при степени деформации $\varepsilon = 1,28$ приводит к уменьшению размера зерна в структуре сплава Mg-1,1% Zn- 1,7% Dy от 300—400 до 30—40 мкм. В результате повышения степени деформации до $\varepsilon = 2,31$ формируется неоднородная по размеру микроструктура, в которой присутствуют зерна размером как 30—40 мкм, так и 5—10 мкм.

2. Измельчение микроструктуры после РК способствует повышению стойкости к электрохимической коррозии изученного сплава, что выражается в снижении потенциала коррозии. При этом плотность тока коррозии не зависит от обработки.

3. После РК при $\varepsilon = 1,28$ скорость деградации сплава возрастает с $1,19 \pm 0,37$ до $2,23 \pm 0,41$ мм/год. Увеличение степени деформации до $\varepsilon = 2,31$ ведет к дальнейшему росту скорости деградации DR до $3,46 \pm 1,06$ мм/год.

4. В результате РК при $\varepsilon = 1,28$ существенно возрастает прочность сплава ($\sigma_{0,2}$ от 25 ± 3 до 216 ± 4 МПа; σ_b от 70 ± 13 до 273 ± 7 МПа) при снижении его пластичности (изменение δ от $23,1 \pm 5,1$ до $14,0 \pm 2,9\%$). При дальнейшем повышении степени деформации до $\varepsilon = 2,31$ прочность сплава не возрастает ($\sigma_{0,2} = 219 \pm 1$ МПа, $\sigma_b = 267 \pm 4$ МПа), но его пластичность повышается до значения в исходном состоянии ($\delta = 21,1 \pm 1,6\%$).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zan, R. Research hotspots and trends of biodegradable magnesium and its alloys / R. Zan, S. Shen, Y. Huang, H. Yu, Y. Liu, S. Yang, B. Zheng, Z. Gong, W. Wang, X. Zhang, T. Suo, H. Liu // *Smart Mater. Medicine*. 2023. J. Pre-proof. <https://doi.org/10.1016/j.smaim.2023.01.002>
2. Zerankeshi, M.M. Effects of heat treatment on the corrosion behavior and mechanical properties of biodegradable Mg alloys / M.M. Zerankeshi, R. Alizadeh, E. Gerashi, M. Asadollahi, T.G. Langdon // *J. Magnesium and Alloys*. 2022. V.10. Is.7. P.1737—1785. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2022.04.010>
3. Yusop, A.H.M. Drug-device systems based on biodegradable metals for bone applications: Potential, development and challenges / A.H.M. Yusop, M.N. Sarfian, F.S. Januddi, H. Nur // *Biocybernetics and Biomedical Eng.* 2023. V.43. Is.1. P.42—57. <https://doi.org/10.1016/j.bbe.2022.11.002>
4. Grimm, M. Influence of the microstructure on the corrosion behaviour of cast Mg-Al alloys / M. Grimm, A. Lohmüller, R.F. Singer, S. Virtanen // *Corros. Sci.*

2019. V.155. P.195—208. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.04.024>
5. Romzi, M.A.F. Effect of zinc (Zn) on the microstructure and corrosion behaviour of magnesium (Mg) / M.A.F. Romzi, J. Alias, M.I.M. Ramli // *Mater. Today : Proceed.* 2022. V.48. Is.6. P.1873—1879. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.09.261>
6. Metalnikov, P. The relation between Mn additions, microstructure and corrosion behavior of new wrought Mg-5Al alloys / P. Metalnikov, G. Ben-Hamu, Y. Templeman, K.S. Shin, L. Meshi // *Mater. Characterization*. 2018. V.145. P.101—115. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.08.033>
7. Yang, L. Mechanical and corrosion properties of binary Mg-Dy alloys for medical applications / L. Yang, Y. Huang, Q. Peng, F. Feyerabend, K.U. Kainer, R. Willumeit, N. Hort // *Mater. Sci. Eng. : B*. 2011. V.176. Is.20. P.1827—1834. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2011.02.025>
8. Liu, X. Influence of yttrium element on the corrosion behaviors of Mg-Y binary magnesium alloy / X. Liu, D. Shan, Y. Song, E.-h. Han // *J. Magnesium Alloys*. 2017. V.5. Is.1. P.26—34. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2016.12.002>
9. Zhao, X. A Comparison of corrosion behavior in saline environment : rare earth metals (Y, Nd, Gd, Dy) for alloying of biodegradable magnesium alloys / X. Zhao, L.-l. Shi, J. Xu // *J. Mater. Sci. Technol.* 2013. V.29. Is.9. P.781—787. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2013.05.017>
10. Feyerabend, F. Evaluation of short-term effects of rare earth and other elements used in magnesium alloys on primary cells and cell lines / F. Feyerabend, J. Fischer, J. Holtz, F. Witte, R. Willumeit, H. Dröcker, C. Vogt, N. Hort // *Acta Biomaterialia*. 2010. V.6. Is.5. P.1834—1842. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2009.09.024>
11. Walker, J. Magnesium biomaterials for orthopedic application : A review from a biological perspective / J. Walker, S. Shadanbaz, T.B. Woodfield, M.P. Staiger, G.J. Dias // *J. Biomedical Mater. Res. Pt. B : Applied Biomaterials*. 2014. V.102. P.1316—1331. <https://doi.org/10.1002/jbm.b.33113>
12. Flaten, T. Geographical associations between aluminium in drinking water and death rates with dementia (including Alzheimer's disease), Parkinson's disease and amyotrophic lateral sclerosis in Norway / T. Flaten // *Environ Geochem Health*. 1990. V.12. P.152—167. <https://doi.org/10.1007/BF01734064>
13. Wills, M. Aluminium poisoning : Dialysis, encephalopathy, osteomalacia and anaemia / M. Wills, J. Savory // *Lancet*. 1983. V.2. P.29—34. [https://doi.org/10.1016/S0140-6736\(83\)90014-4](https://doi.org/10.1016/S0140-6736(83)90014-4)
14. Flaten, T. Aluminium as a risk factor in Alzheimer's disease, with emphasis on drinking water / T. Flaten // *Brain Res. Bull.* 2001. V.55. P.187—196. [https://doi.org/10.1016/S0361-9230\(01\)00459-2](https://doi.org/10.1016/S0361-9230(01)00459-2)
15. Yang, H. Alloying design of biodegradable zinc as promising bone implants for load-bearing applications / H. Yang, B. Jia, Z. Zhang, X. Qu, G. Li, W. Lin, D. Zhu, K. Dai, Y. Zheng // *Nature Communications*. 2020. V.11. Is.1. P.401. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-14153-7>
16. Mousavizadeh, S.M. Effect of Mn addition on corrosion and biocompatibility characteristics of a new biodegradable Mg-1Ca-2Zn-1RE alloy / S.M. Mousavizadeh, S.H. Tabaian // *Metals Mater. Intern.*

2021. V.27. P.5074—5081. <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00885-5>
17. Li, Z. The development of binary Mg-Ca alloys for use as biodegradable materials within bone / Z. Li, X. Gu, S. Lou, Y. Zheng // *Biomaterials*. 2008. V.29. Is.10. P.1329—1344. <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2007.12.021>
18. Straumal, B. The effect of equal-channel angular pressing on microstructure, mechanical properties, and biodegradation behavior of magnesium alloyed with silver and gadolinium / B. Straumal, N. Martynenko, D. Temralieva, V. Serebryany, N. Tabachkova, I. Shechtinin, N. Anisimova, M. Kiselevskiy, A. Kolyanova, G. Raab, R. Willumeit-Romer, S. Dobatkin, Y. Estrin // *Crystals*. 2020. V.10. Is.10. Art.918. <https://doi.org/10.3390/cryst10100918>
19. Martynenko, N. Improving the property profile of a bioresorbable Mg-Y-Nd-Zr alloy by deformation treatments / N. Martynenko, E. Lukyanova, N. Anisimova, M. Kiselevskiy, V. Serebryany, N. Yurchenko, G. Raab, N. Birbilis, G. Salishchev, S. Dobatkin, Y. Estrin // *Materialia*. 2020. V.13. Art.100841. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2020.100841>
20. Gao, M. Enhancing mechanical property and corrosion resistance of Mg-Zn-Nd alloy wire by a combination of SPD techniques, extrusion and hot drawing / M. Gao, I.P. Etim, K. Yang, L. Tan, Z. Ma // *Mater. Sci. Eng. A*. 2022. V.829. Art.142058. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142058>
21. Horky, J. Improving mechanical properties of lean Mg-Zn-Ca alloy for absorbable implants via double equal channel angular pressing (D-ECAP) / J. Horky, K. Bryla, M. Krystian, G. Mozdzen, B. Mingler, L. Sajti // *Mater. Sci. Eng. A*. 2021. V.826. Art.142002. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142002>
22. Martynenko, N. Structure, mechanical characteristics, biodegradation, and in vitro cytotoxicity of magnesium alloy ZX11 processed by rotary swaging / N. Martynenko, N. Anisimova, M. Kiselevskiy, N. Tabachkova, D. Temralieva, D. Prosvirnin, V. Terentiev, A. Koltugin, V. Belov, M. Morosov, V. Yusupov, S. Dobatkin, Y. Estrin // *J. Magnesium and Alloys*. 2020. V.8. Is.4. P.1038—1046. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.08.008>
23. Fu, Q. Investigating the combined effects of wide stacking faults and grain size on the mechanical properties and corrosion resistance of high-purity Mg / Q. Fu, C. Wang, C. Wu, Y. Wu, X. Dai, W. Jin, B. Guo, M. Song, W. Li, Z. Yu // *J. Alloys and Compounds*. 2022. V.927. Art.167018. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167018>
24. Alkhazraji, H. Enhanced fatigue strength of commercially pure Ti processed by rotary swaging / H. Alkhazraji, E. El-Danaf, M. Wollmann, Lothar Wagner // *Advanc. Mater. Sci. Eng.* 2015. V.2015. Art.301837. <http://dx.doi.org/10.1155/2015/301837>
25. Trojanova, Z. Fatigue in an AZ31 alloy subjected to rotary swaging / Z. Trojanova, Z. Drozd, K. Halmešová, J. Džugan, T. Hofrichterová, P. Palček, P. Minárik, T. Škraban, F. Nový // *Materials*. 2022. V.15(21). P.7541. <https://doi.org/10.3390/ma15217541>
26. Kostova, I. New samarium(iii), gadolinium(iii), and dysprosium(iii) complexes of coumarin-3-carboxylic acid as antiproliferative agents / I. Kostova, G. Momekov, P. Stancheva // *Metal-Based Drugs*. 2007. V.2007. P.15925. DOI : 10.1155/2007/15925.
27. ASTM G31-21; Standard Guide for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals; ASTM International: West Conshohocken, PA, USA, 2004.
28. Rokkala, U. Tailoring surface characteristics of bio-absorbable Mg-Zn-Dy alloy using friction stir processing for improved wettability and degradation behavior / U. Rokkala, S. Bontha, M.R. Ramesh, V.K. Balla, A. Srinivasan, S. V. Kailas // *J. Mater. Res. Technol.* 2021. V.12. P.1530—1542. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.03.057>
29. Лякишев, Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник : в 3 т. Т.2 / Н.П. Лякишев. — М. : Машиностроение, 1997. 1023 с.
30. Martynenko, N. Effect of equal channel angular pressing on structure, texture, mechanical and in-service properties of a biodegradable magnesium alloy / N. Martynenko, E. Lukyanova, V. Serebryany, D. Prosvirnin, V. Terentiev, G. Raab, S. Dobatkin, Y. Estrin // *Mater. Letters*. 2019. V.238. P.218—221. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.12.024>
31. Estrin, Y. The effect of equal-channel angular pressing on the microstructure, the mechanical and corrosion properties and the anti-tumor activity of magnesium alloyed with silver / Y. Estrin, N. Martynenko, N. Anisimova, D. Temralieva, M. Kiselevskiy, V. Serebryany, G. Raab, B. Straumal, B. Wiese, R. Willumeit-Romer, S. Dobatkin // *Materials*. 2019. V.12. Is.23. Art.3832. <https://doi.org/10.3390/ma12233832>
32. Agnew, S.R. Enhanced ductility in strongly textured magnesium produced by equal channel angular processing / S.R. Agnew, J.A. Horton, T.M. Lillo, D.W. Brown // *Scripta Materialia*. 2004. V.50. Is.3. P.377—381. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.10.006>
33. Akbaripناه, F. Microstructural homogeneity, texture, tensile and shear behavior of AM60 magnesium alloy produced by extrusion and equal channel angular pressing / F. Akbaripناه, F. Fereshteh-Saniee, R. Mahmudi, H. Kim // *Mater. Design*. 2013. V.43. P.31—39. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.051>
34. Somekawa, H. High strength and fracture toughness balances in extruded Mg-Zn-Re alloys by dispersion of quasicrystalline phase particles / H. Somekawa, A. Singh, Y. Osawa, T. Mukai // *Mater. Trans.* 2008. V.49. Is.9. P.1947—1952. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MAW200804>
35. Xu, W.C. Precipitates formed in the as-forged Mg-Zn-RE alloy during ageing process at 250 °C / W.C. Xu, X.Z. Han, D.B. Shan // *Mater. Characterization*. 2013. V.75. P.176—183. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.09.009>
36. Tong, L.B. Microstructures, mechanical properties and corrosion resistances of extruded Mg-Zn-Ca-xCe/La alloys / L.B. Tong, Q.X. Zhang, Z.H. Jiang, J.B. Zhang, J. Meng, L.R. Cheng, H.J. Zhang // *J. Mechan. Behavior of Biomedical Mater.* 2016. V.62. P.57—70. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2016.04.038>
37. Zhang, Z. Microstructures, mechanical properties and corrosion behaviors of Mg-Y-Zn- Zr alloys with specific Y/Zn mole ratios / Z. Zhang, X. Liu, W. Hu, J. Li, Q. Le, L. Bao, Z. Zhu, J. Cui // *J. Alloys and Compounds*. 2015. V.624. P.116—125. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.10.177>
38. Bi, G. Microstructure and mechanical properties of an extruded Mg-2Dy-0.5Zn alloy / G. Bi, D. Fang, W. Zhang, J. Sudagar, Q. Zhang, J. Lian, Z. Jiang // *J. Mater. Sci. Technol.* 2012. V.28. Is.6. P.543—551. [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(12\)60095-4](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(12)60095-4)