

Влияние интенсивной пластической деформации кручением на структуру и механические свойства цинкового сплава Zn–1%Fe–5%Mg

© 2024

*Абдрахманова Эльмира Дамировна*¹, студент*Хафизова Эльвира Динифовна*^{*2}, кандидат технических наук, доцент кафедры материаловедения и физики металлов, старший научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях»*Поленок Милена Владиславовна*³, студент*Нафиков Руслан Камилович*⁴, младший научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях»*Корзникова Елена Александровна*⁵, доктор физико-математических наук, профессор, профессор кафедры материаловедения и физики металлов,заведующий научно-исследовательской лабораторией «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях»
*Уфимский университет науки и технологий, Уфа (Россия)**E-mail: KhafizovaED@uust.ru,
ela.90@mail.ru¹ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-2775-7488>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4618-412X>³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9774-1689>⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1280-6258>⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5975-4849>

Поступила в редакцию 27.06.2023

Принята к публикации 06.03.2024

Аннотация: В настоящее время ведутся поиски новых материалов для временных имплантатов, способных растворяться в организме, что приводит к исчезновению потребности в повторной операции. В последнее десятилетие интерес ученых был сосредоточен на материалах на основе цинка, так как он, в отличие от других металлов, имеет подходящую скорость коррозии и хорошую биосовместимость. В работе описан эксперимент по изучению влияния деформации на микроструктуру, прочностные и коррозионные свойства сплава системы Zn–Fe–Mg. Проведен энергодисперсионный анализ и расчет объемной доли второй фазы цинкового сплава Zn–Fe–Mg. Гравиметрическим методом исследованы коррозионные свойства цинкового сплава Zn–Fe–Mg с разной микроструктурой (до и после интенсивной пластической деформации кручением) в условиях, имитирующих условия внутри живого организма (температура, состав коррозионной среды). В ходе испытаний определен механизм протекания коррозии, рассчитаны ее скорость и потеря массы образцов. Проведены исследования рельефа коррозионной поверхности методом растровой электронной микроскопии. Установлено, что разрушение материала в коррозионной среде происходит по матрице, содержащей активный металл Mg. Результаты расчетов скорости коррозии у исходного и ИПДК-образцов отличались из-за более равномерного распределения частиц второй фазы во время интенсивной пластической деформации. В данной работе методом легирования цинка железом и магнием, а также применением интенсивной пластической деформации кручением получилось повысить микротвердость образцов до 239,6±8 HV, что является высоким показателем для цинковых сплавов.

Ключевые слова: цинковые сплавы; Zn–Fe–Mg; биodeградируемые имплантаты; интенсивная пластическая деформация кручением; биосовместимые материалы.

Благодарности: Исследования выполнены за счет средств гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение № 1 от 13.12.2022).

Работа Корзниковой Е.А., Нафикова Р.К. выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания на оказание государственных услуг ФГБОУ ВО УУНиТ (соглашение № 075-03-2024-123/1) «Молодежная научно-исследовательская лаборатория НОЦ "Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях"».

Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.

Статья подготовлена по материалам докладов участников XI Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2023), Тольятти, 11–15 сентября 2023 года.

Для цитирования: Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Нафиков Р.К., Корзникова Е.А. Влияние интенсивной пластической деформации кручением на структуру и механические свойства цинкового сплава Zn–1%Fe–5%Mg // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 2. С. 9–22. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-2-68-1.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время биodeградируемые материалы рассматривают в качестве временных имплантатов для остеосинтеза и стентирования сосудов. Биodeградируе-

мые материалы обладают определенными преимуществами по сравнению с традиционно применяемыми в медицине материалами для имплантатов за счет своей способности растворяться в организме. В ходе исследований было обнаружено, что цинковые сплавы обладают

лучшими механическими и коррозионными свойствами, нежели материалы на основе магния и железа, которые изучались ранее.

Цинк является необходимым ионом во многих клеточных и биохимических процессах, а также способствует ускоренному заживлению ран [1], тем самым сокращая время восстановления организма в постоперационный период. Чистый цинк – достаточно хрупкий материал с низкой твердостью ($38,24 \pm 1,06$ HV), и в чистом виде рассматривать его в качестве материала для производства имплантатов невозможно. Легирование – один из основных эффективных методов улучшения комплексных свойств чистого Zn. Обязательным требованием к легирующим элементам материала для изготовления медицинских имплантатов является их нетоксичность. Интересным сочетанием является легирование Fe и Mg, так как они представляют собой биодegradуемые металлы и при этом упрочняют сплав [2]. *In vitro* исследования магниевых сплавов показали, что продукты коррозии Mg не губительны для клеток [2], в случае сплава Zn–Mg [3] выживаемость клеток мышей MC3T3-E1 выше, а Zn–Fe оказался цитотоксичным, хотя человеческие эндотелиальные клетки пуповины HUVECs оказались с ним биосовместимы [3].

Железо в твердом состоянии обладает незначительной растворимостью в матрице Zn, что приводит к образованию крупных частиц второй фазы и оказывает упрочняющий эффект на сплав [4], именно поэтому в настоящей работе Fe был выбран как один из легирующих металлов. В диаграмме состояния Zn–Fe равновесный фазовый состав при комнатной температуре состоит из Zn и FeZn₁₃ из-за незначительной растворимости Fe в Zn в твердом состоянии [5]. Цинковый сплав Zn–0,4Fe демонстрирует хорошие механические свойства и биосовместимость, однако сообщается, что при увеличении содержания железа в сплаве до 2,5 % резко падают значения пластичности из-за увеличения объемной доли интерметаллидной фазы [6]. Цинковый сплав Zn–Mg–Fe показал хорошую совместимость в *in vivo* исследованиях на собаках породы бигль [7]. Пластины для остеосинтеза были помещены в лобную кость, нижнюю челюсть и бедренную кость. Сплав Zn–Mg–Fe деградировал равномерно, без существенных различий в скорости деградации имплантатов лобной кости, нижней челюсти и бедренной кости. Скорость коррозии достигала примерно 0,183 мм/год в первые 3 месяца, а затем, спустя 12 месяцев, снижалась примерно до 0,065 мм/год [7].

Магний также является важным катионом, играющим решающую роль во многих физиологических функциях, поэтому он был выбран как один из легирующих металлов. Ранее был разработан сплав с концентрациями магния от 0,15 до 3,0 вес. % [8]. Увеличение

содержания Mg повысило значения микротвердости и предел прочности при растяжении сплавов Zn–Mg, так как увеличилась объемная доля твердой интерметаллической фазы Mg₂Zn₁₁. Сплавы системы Zn–Mg имеют структуру, состоящую из первичного цинка и междендритной эвтектической смеси. Такая структура обеспечивает механическую прочность, сравнимую с прочностью человеческой кости [9]. В мелкозернистых сплавах наблюдалось изменение механизма протекания коррозии от точечной к более равномерной благодаря измельчению второй фазы. С увеличением количества Mg в составе сплава Zn–Mg увеличивается его цитосовместимость и наблюдается более равномерная коррозия, в то время как в сплаве с железом наблюдалась локализованная коррозия [3].

Методом легирования и интенсивной пластической деформацией можно повысить прочностные свойства сплава и регулировать скорость коррозии за счет изменения параметров структуры. Контроль скорости разрушения материала является одной из важных задач, так как продукты коррозии не должны превышать предельно допустимую концентрацию в организме человека. Имплантат не должен разрушаться до полного восстановления костной ткани, а стент – до восстановления сосуда. Известно, что в металле после обработки методом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) формируется мелкозернистая структура, а измельчение зерна приводит к улучшению механических свойств [10].

В настоящее время мало исследован сплав системы Zn–Fe–Mg. В работе исследуется сплав Zn–1%Fe–5%Mg, подвергнутый ИПДК.

Цель работы – изучение влияния интенсивной пластической деформации кручением на структуру и механические свойства цинкового сплава Zn–1%Fe–5%Mg.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования является сплав Zn–1%Fe–5%Mg (таблица 1). Химический состав определялся на рентгеновском флуоресцентном спектрометре Thermo Scientific ARL Optim'X. Плавка велась в камерной печи в графитовом тигле диаметром 20 мм с крышкой при температуре 580 °С. Далее образцы подвергались гомогенизационному отжигу при температуре 350 °С в течение 12 ч.

На электроэрозионном станке с ЧПУ АРТА 120 были нарезаны диски диаметром 20 мм и толщиной 1,8 мм. Диски шлифовались на водоустойчивой шлифовальной бумаге различной зернистости. Далее образцы

Таблица 1. Химический состав сплава Zn–1%Fe–5%Mg, вес. %
Table 1. Chemical composition of the Zn–1%Fe–5%Mg alloy, wt. %

Доля химических элементов, вес. %			
Zn	Fe	Mg	Остальное
92,72±0,13	0,911±0,045	5,32±0,11	1,049±0,030

подвергались интенсивной пластической деформации кручением на установке СКРУДЖ-200 при комнатной температуре с давлением верхнего бойка 6 ГПа. Число оборотов кручения – 0,5–10. При деформации кручением исходный и полученные образцы имели форму дисков. Были исследованы образцы в исходном состоянии и после деформации.

Статические испытания на растяжение проводились на малых образцах (рис. 1) на электромеханической измерительной системе Instron 5982 при комнатной температуре и скорости 0,24 мм/мин. Длина образцов для испытаний составила 10 мм, толщина 0,8 мм, толщина шейки 1 мм.

Микротвердость деформированных образцов определяли на твердомере EMCO-Test DuraJet 10 по методу Виккерса (ГОСТ 9450–76) под нагрузкой 0,1 кг. Исследовались значения в 20 точках с шагом 1 мм по всему диаметру образца.

Исследования структуры, рельефа коррозионной поверхности и анализ методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) проводились на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490LV.

Для исследования структуры образцы предварительно травились в 15%-м растворе серной кислоты в течение 10 с. Вычисления объемной доли второй фазы в сплавах цинка выполнялись в программе ImageJ.

Коррозионные испытания проводились в течение 60 дней гравиметрическим методом в соответствии с ASTM G1-03-E. Исследовались образцы в исходном состоянии и после ИПДК на 10 оборотов. Для каждого состояния брали минимум 3 образца. Испытания заключались в выдержке образцов в коррозионной среде – растворе Рингера (состав: 8,6 г/л NaCl; 0,3 г/л KCl; 0,25 г/л CaCl₂, физраствор pH 7). Испытания проходили при постоянной температуре 38±1 °С.

Образцы подвергались взвешиванию и фотофиксации до и после очистки от продуктов коррозии через каждые 2 суток. Очистка от продуктов коррозии проводилась в растворе оксида хрома VI (200 г реагента на 1000 мл дистиллированной воды), затем в дистиллированной воде с применением ультразвуковой ванны KAISI-105. После очистки образцы подвергались сушке и взвешиванию на электронных весах EJ-123, обеспе-

чивающих точность измерения до 0,01 мг. После очистки от продуктов коррозии и взвешивания образцы продолжали выдерживать в коррозионной среде. Поверхность образцов более внимательно изучали методом растровой электронной микроскопии каждые 14 дней.

Скорость коррозии CR мм/год рассчитывали согласно ASTM G3–63592 по формуле:

$$CR = \frac{87,6 (M_0 - M_1)}{St\rho},$$

где CR – скорость коррозии, мм/год;
S – площадь поверхности образца, см²;
M₀ – исходная масса, мг;
M₁ – масса после погружения, мг;
t – время выдержки, ч;
ρ – плотность металла, г/см³.

Потеря массы в % рассчитывалась по формуле:

$$ML = \frac{(M_0 - M_1)}{M_0} \cdot 100 \%,$$

где ML – потеря массы, %.

Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводился на настольном рентгеновском дифрактометре D2 Phaser с CuKα-излучением при 30 кВ и 10 мА с шагом съемки 0,02° и скоростью сканирования 1 °/мин. Рентгенофазовый анализ (РФА) полученных рентгенограмм осуществляли в программном пакете Diffrac.Eva.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование структуры и микротвердости

Полученный сплав в исходном состоянии имел высокие значения микротвердости (210±4,6 HV). Образцы после ИПДК показали неравномерное распределение микротвердости по всему диаметру. Средние значения микротвердости после ИПДК представлены на рис. 2, где после 2 оборотов кручения наблюдается незначительное повышение микротвердости до 239,6±8 HV.

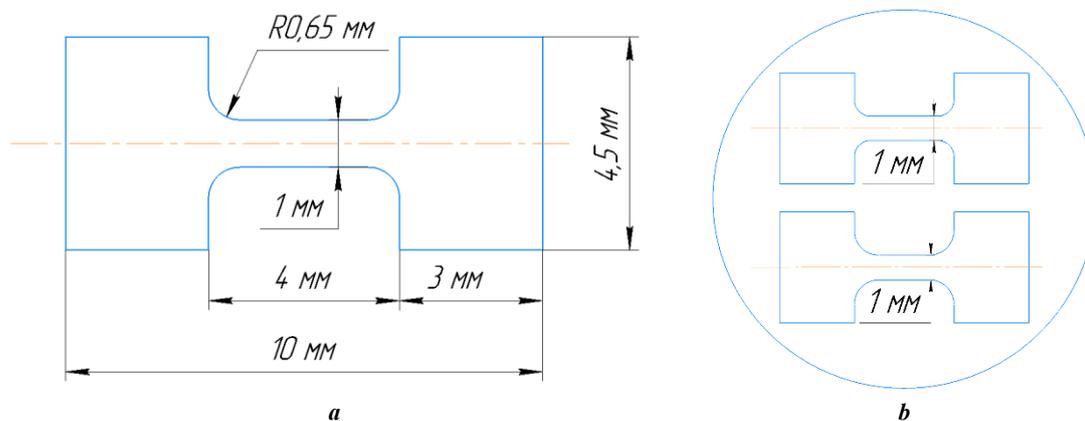


Рис. 1. Форма малых образцов для испытаний на статическое растяжение:

a – чертеж; *b* – схема расположения образцов на диске

Fig. 1. Shape of small samples for static tension tests: *a* – drawing; *b* – layout of samples on the disk

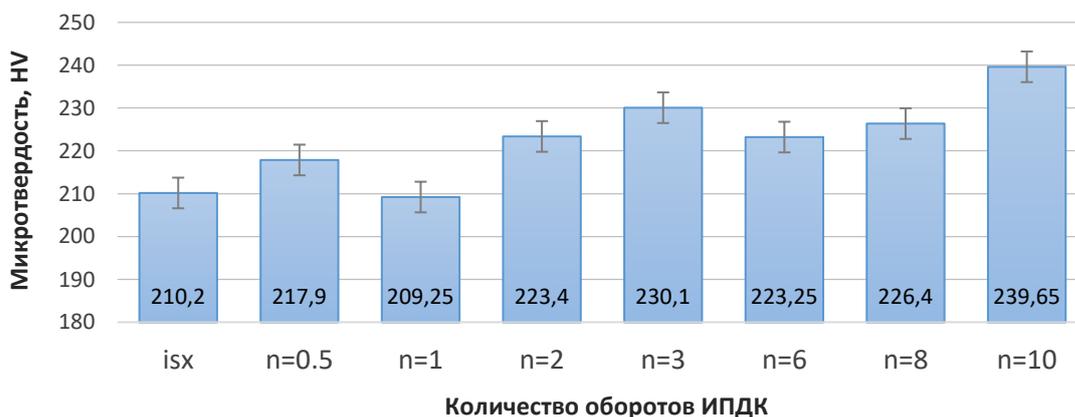


Рис. 2. Микротвердость образцов Zn–1%Fe–5%Mg после ИПДК с различным количеством оборотов
 Fig. 2. Microhardness of Zn–1%Fe–5%Mg samples after HPT with different number of revolutions

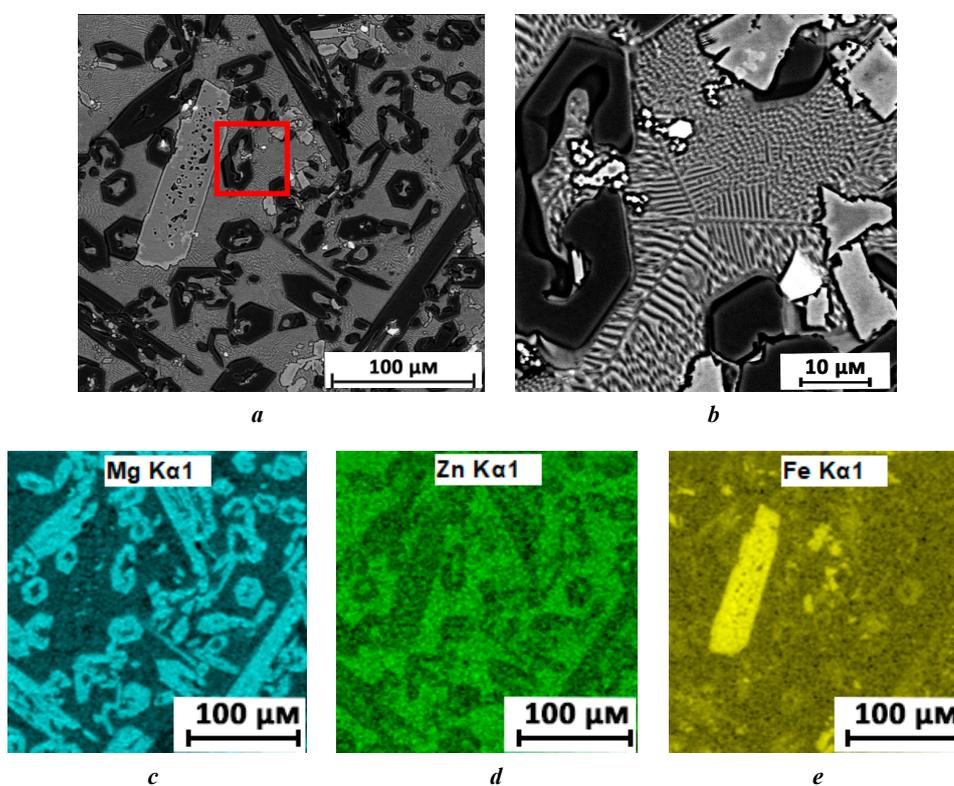


Рис. 3. Структура цинкового сплава Zn–1%Fe–5%Mg в исходном состоянии (a, b) и EDS-анализ сплава Zn–1%Fe–5%Mg (c–e)
 Fig. 3. Structure of the Zn–1%Fe–5%Mg zinc alloy in the initial state (a, b) and EDS analysis of the Zn–1%Fe–5%Mg alloy (c–e)

Исследования структуры показали, что в исходном состоянии (рис. 3 а) сплав состоит из эвтектической матрицы с мелкопластинчатой структурой α -Zn и Mg_2Zn_{11} (рис. 3 б), крупных фаз $FeZn_{11}$ и $FeZn_{13}$ (светлые элементы неправильной формы, далее $FeZn_y$) и с содержанием Fe и Mg (темные элементы неправильной формы), что подтверждается ЭДС-анализом (рис. 3 с–е).

Структура образцов после ИПДК подверглась изменению. Матрица полностью измельчилась, мелкопластинчатая структура трансформировалась в ультрамелкозернистую Mg_2Zn_{11} . Размер зерна составил около 1 мкм после 2 оборотов (рис. 4 а). Произошло раздроб-

ление твердых фаз Fe–Mg и $FeZn_y$ (рис. 4 б). Результаты ЭДС-анализа (рис. 4 с) показали, что темно-серые участки – это фаза Fe–Mg, а светло-серые – чистый цинк. После 8 оборотов наблюдалось дальнейшее измельчение твердых фаз и их распределение по всему объему образца (рис. 5). Объемная доля второй фазы не изменилась в процессе деформации. Анализ дифрактограмм показал (рис. 6 а), что все рентгеновские спектры характеризуются одинаковым набором интенсивных пиков и что выявленные рефлексы относятся к фазам Zn, $FeZn_{11}$ и $FeZn_{13}$, $MgZn_2$ и Mg_2Zn_{11} . Наблюдается количественное изменение соотношения интенсивностей пиков (рис. 6 а),

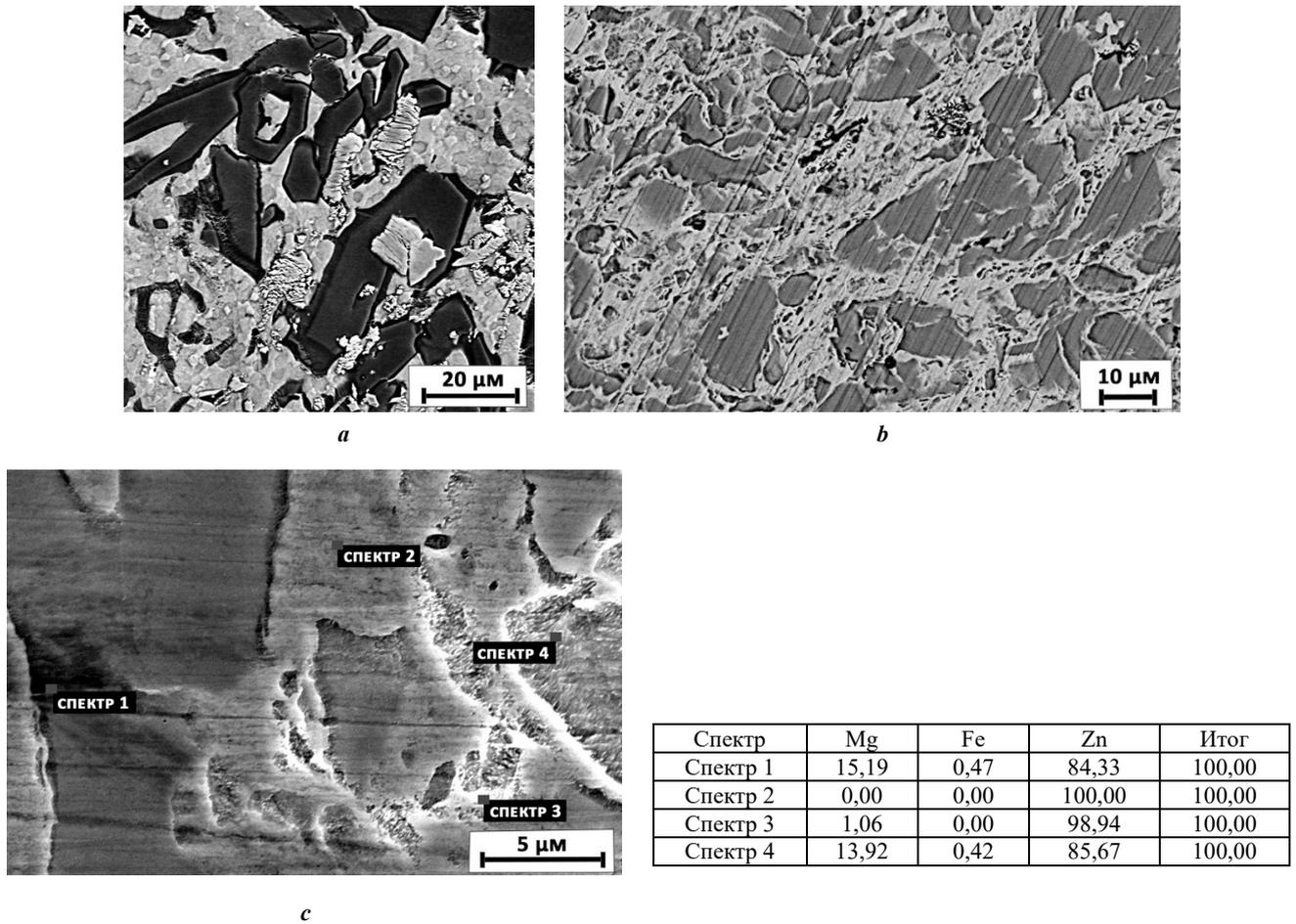


Рис. 4. Структура цинкового сплава Zn–1%Fe–5%Mg после ИПДК на 2 оборота:
a – РЭМ-изображение при увеличении $\times 3000$; *b* – РЭМ-изображение при увеличении $\times 1000$; *c* – EDS-анализ сплава Zn–1%Fe–5%Mg
Fig. 4. Structure of the Zn–1%Fe–5%Mg zinc alloy after HPT for 2 revolutions:
a – SEM image at $\times 3000$ magnification; *b* – SEM image at $\times 1000$ magnification; *c* – EDS analysis of the Zn–1%Fe–5%Mg alloy

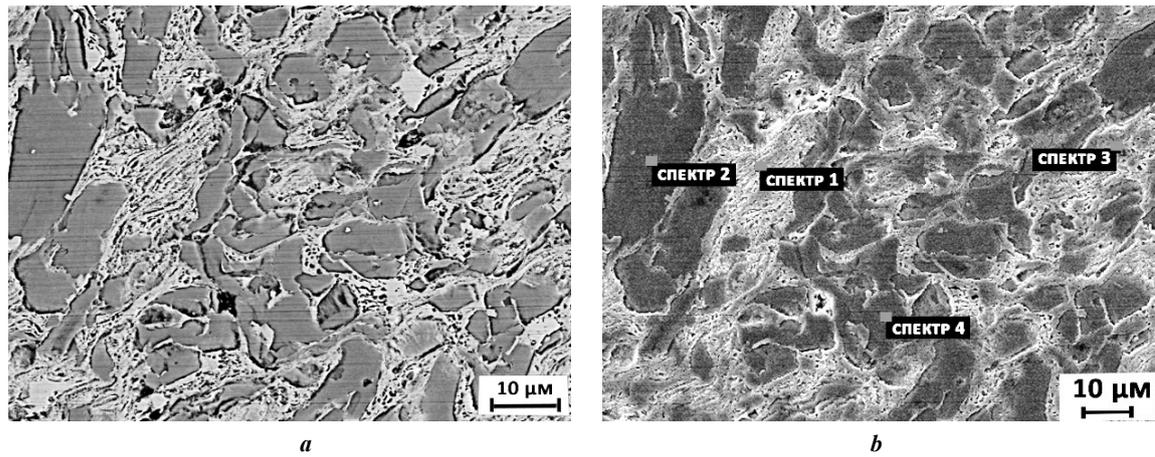


Рис. 5. Структура цинкового сплава Zn–1%Fe–5%Mg после ИПДК на 8 оборотов:
a – РЭМ-изображение; *b* – EDS-анализ сплава Zn–1%Fe–5%Mg
Fig. 5. Structure of the Zn–1%Fe–5%Mg zinc alloy after HPT for 8 revolutions:
a – SEM image; *b* – EDS analysis of the Zn–1%Fe–5%Mg alloy

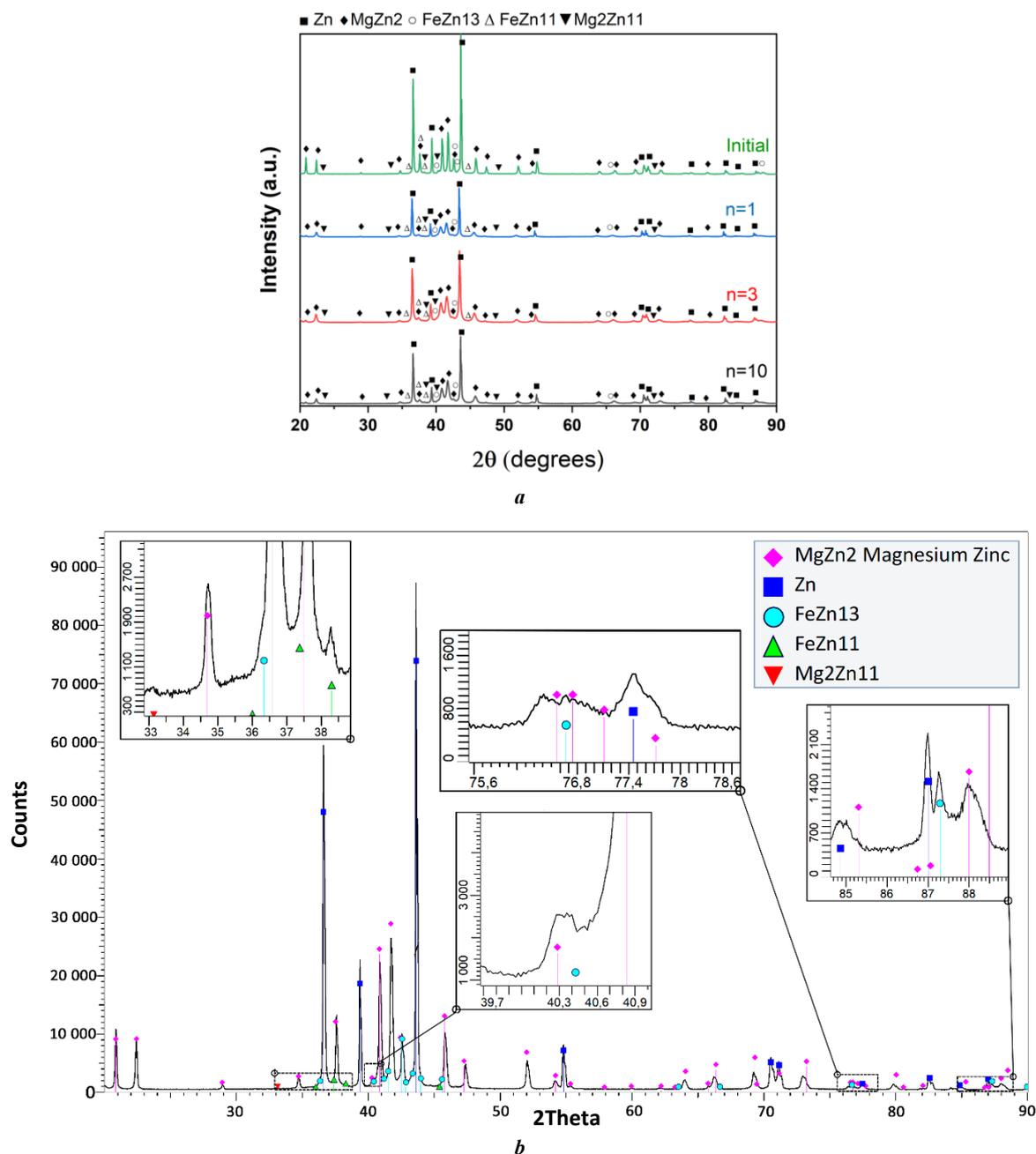


Рис. 6. Рентгенограммы цинкового сплава Zn-1%Fe-5%Mg: **a** – до и после ИПДК; **b** – исходный
Fig. 6. X-ray diffraction patterns of the Zn-1%Fe-5%Mg zinc alloy: **a** – before and after HPT; **b** – initial

формы профиля, положений центров тяжести рентгеновских пиков по сравнению с рентгенограммами соответствующего исходного состояния (рис. 6 б). Обнаружена повышенная интегральная интенсивность диффузного фона рассеяния (рис. 6–8), что свидетельствует об изменениях в выявленных фазах и протекании фазовых переходов в исследуемом сплаве в результате ИПДК-обработки.

После 0,5 оборота ИПДК наблюдаются крупные частицы размером примерно 40 мкм, большинство имеют продолговатую форму и вытянуты вдоль одного направления. После 3 оборотов структура начинает существенно меняться. Частицы второй фазы измельчаются и распределяются по всему объему. В образце,

прошедшем 8 оборотов деформации кручением, частицы второй фазы измельчились в среднем до 20 мкм (рис. 5 а), а после 10 оборотов – до 10 мкм.

Коррозионные свойства

Коррозионное разрушение цинкового сплава обусловлено его неоднородностью по химическому и фазовому составу. В таблице 2 представлено влияние фактора Рингера в течение 60 дней на структуру исходного образца и образца после ИПДК на 10 оборотов. Наблюдается увеличение площади корродируемой поверхности при увеличении продолжительности влияния раствора на образцы, а также углубление коррозии в глубь материала, что коррелирует с потерей массы

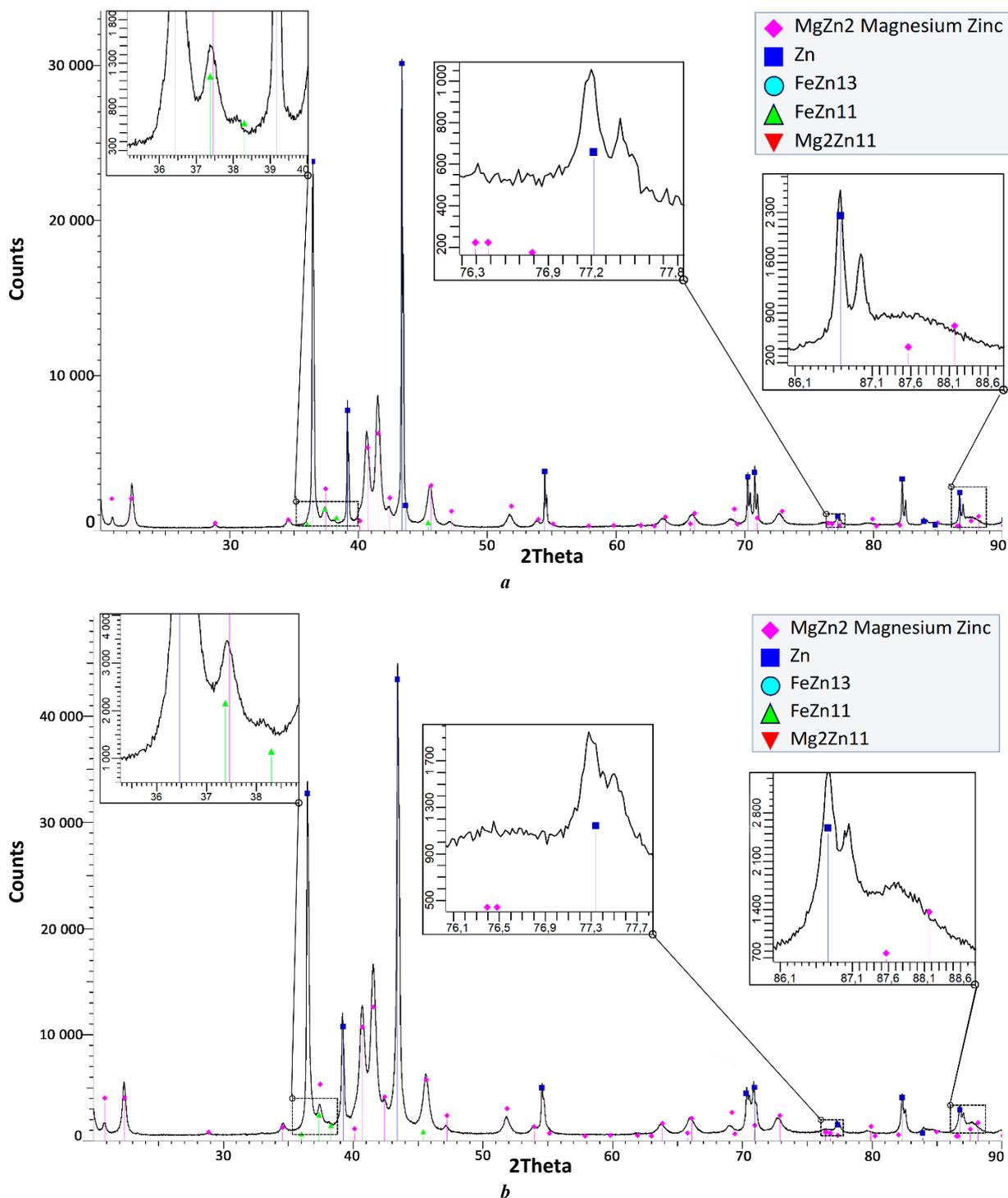


Рис. 7. Рентгенограммы цинкового сплава Zn-1%Fe-5%Mg: **a** – после ИПДК 1 на оборот; **b** – после ИПДК на 3 оборота
Fig. 7. X-ray diffraction patterns of the Zn-1%Fe-5%Mg zinc alloy: **a** – after HPT for 1 revolution; **b** – after HPT for 3 revolutions

образцов, представленных в таблице 3. На 10-е сутки на исходном образце начали образовываться заметные поры, которые с течением времени стали крупнее. На рис. 9 представлены снимки структуры после 56 дней коррозионных испытаний, где твердые частицы в исходном состоянии (рис. 9 а) не реагируют с раствором, происходит интеркристаллитная коррозия, когда активный металл, в нашем случае Mg, входит в состав матрицы, разделяющей кристаллические зерна металла. Коррозия в исходном образце происходит в местах, где сосредоточен Mg.

У подвергнутого ИПДК образца подобные впадины наблюдаются после 28 суток. В деформированном образце коррозия протекает визуально более равномерно (таблица 2 и рис. 9 б), и потеря массы происходит немного быстрее, чем у исходного (таблица 3). Вследствие интенсивной пластической деформации вторая фаза, содержащая Fe-Mg, измельчается и распределяется по всему объему образца. Измельчение структурных элементов методом интенсивной пластической деформации способствует более равномерной коррозии. Скорость коррозии

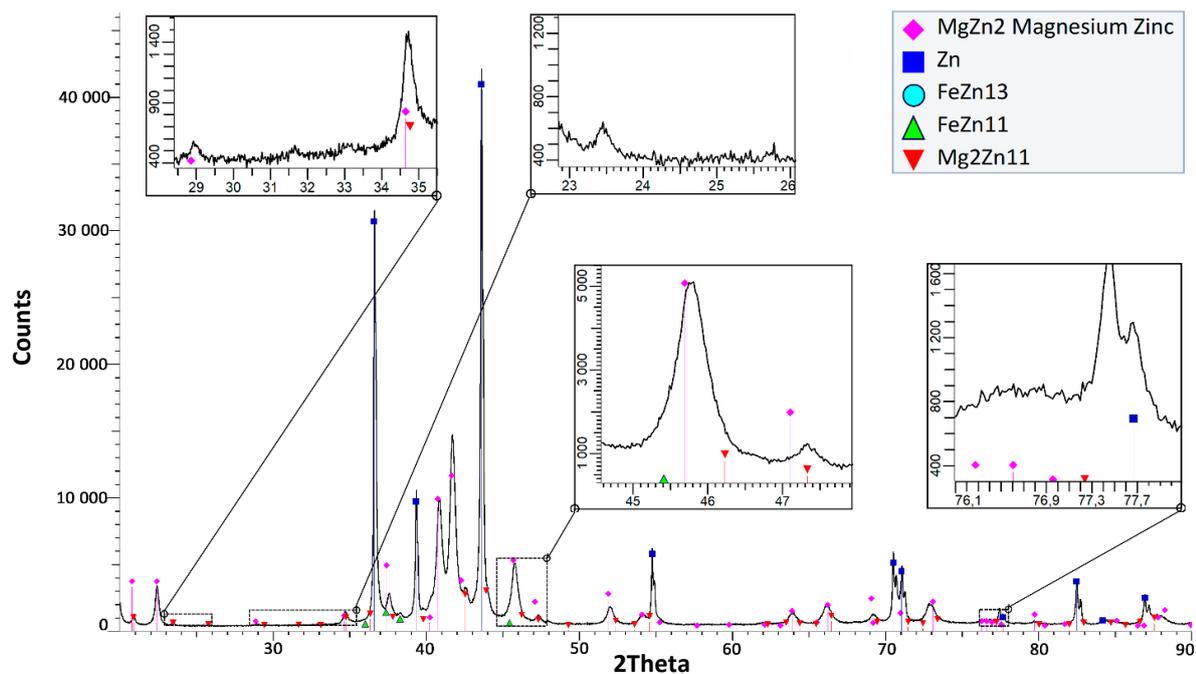


Рис. 8. Рентгенограммы цинкового сплава Zn–1%Fe–5%Mg после ИПДК на 10 оборотов
 Fig. 8. X-ray diffraction patterns of the Zn–1%Fe–5%Mg zinc alloy after HPT for 10 revolutions

Таблица 2. Фотографии поверхности образцов после очистки в ходе коррозионных испытаний
 Table 2. Photographs of the surface of samples after cleaning during corrosion tests

Состояние	Продолжительность испытаний				
	2 суток	10 суток	25 суток	40 суток	60 суток
Исходный					
После ИПДК на 10 оборотов					

исходного образца на 40-й день испытаний составила 0,08 мм/год, на 70-й и 90-й день – 0,13 мм/год. Скорость коррозии образца после ИПДК на 40-й день составляла 0,09 мм/год, на 70-й и 90-й день – 0,15 мм/год.

В центре всех ИПДК-образцов наблюдаются ямки, уходящие вглубь (рис. 10 а), коррозия протекает рав-

номерно на большей площади образца (рис. 10 б). При интенсивной пластической деформации кручением формируется неоднородная структура по диаметру образца. Зерна приобретают вытянутую в направлении кручения форму, так как угловая скорость вращения бойка становится больше при удалении от центра

Таблица 3. Потеря массы образцов во время коррозионных испытаний
Table 3. Mass loss of samples during corrosion tests

Состояние	Продолжительность испытаний				
	1 сутки	10 суток	25 суток	40 суток	60 суток
Исходный	0,55 %	1,55 %	2,21 %	2,88 %	4,31 %
После ИПДК на 10 оборотов	0,50 %	1,63 %	2,50 %	3,50 %	5,00 %

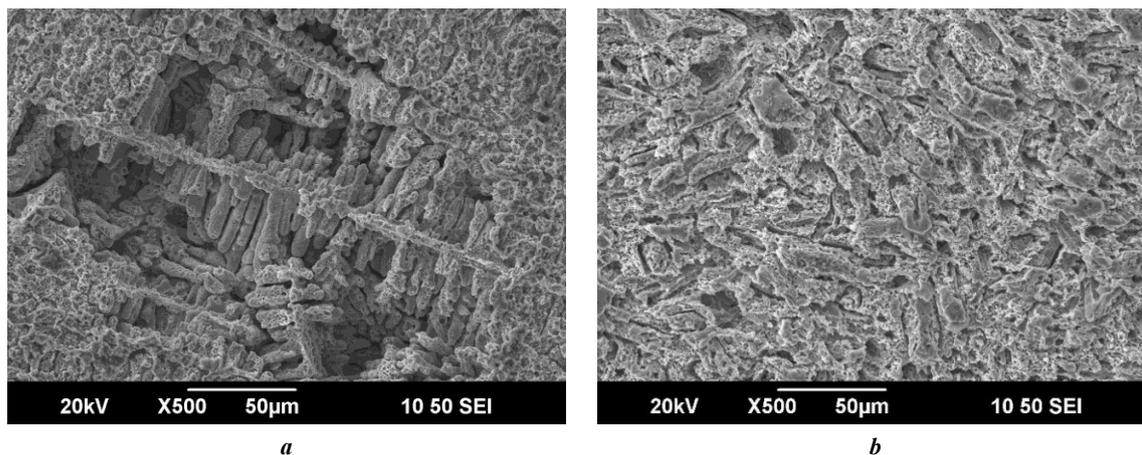


Рис. 9. РЭМ-изображения поверхности образцов сплава Zn–1%Fe–5%Mg спустя 56 дней коррозионных испытаний:
a – исходный; b – образец после 10 оборотов ИПДК
Fig. 9. SEM images of the surface of samples of the Zn–1%Fe–5%Mg zinc alloy after 56 days of corrosion tests:
a – initial; b – sample after 10 revolutions of HPT

образца, что влияет на степень деформации материала и, соответственно, на размер структурных элементов и их ориентации.

Во время нахождения образцов в растворе Рингера газовыделения отсутствовали.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В исходном состоянии сплав состоит из эвтектической матрицы с мелкопластинчатой структурой α -Zn и Mg_2Zn_{11} (рис. 3 б), что также подтверждается РСА (рис. 6 а). Согласно фазовой диаграмме Zn–Mg [11], при охлаждении Zn–Mg жидкостью, содержащей 1 мас. % Mg, примерно до 410 °С из жидкости сначала выделяется фаза Zn. Затем при 364 °С появляется интерметаллид Mg_2Zn_{11} . Таким образом по границам зерен Zn образовались эвтектики, содержащие Zn и Mg_2Zn_{11} . Это согласуется с результатами, полученными в [12; 13]. Были обнаружены некоторые небольшие пики $MgZn_2$ (рис. 6 б), что, вероятно, связано с неравновесным затвердеванием сплавов Zn–Mg во время литья. Переохлаждение междендритной жидкости и отклонение от равновесной диаграммы состояния могут привести к выделению интерметаллида $MgZn_2$ в этом сплаве. Подобную структуру наблюдали в [14], где присутство-

вала эвтектика Zn+ Mg_2Zn_{11} , игольчатая фаза $FeZn_{13}$ и дендритная матричная фаза Zn.

В исследуемом нами сплаве Zn–1%Fe–5%Mg также наблюдались светлые крупные частицы неправильной формы $FeZn_{11}$ и $FeZn_{13}$. РСА обнаружил две фазы, но в структуре мы не смогли их разделить, поэтому оставили обозначение $FeZn_y$. Данный элементный состав также подтверждает ЭДС-анализ. Кроме данной крупной фазы в структуре присутствуют фазы темного цвета с содержанием Fe и Mg (рис. 3 с–е), но в базе данных программы, установленной на дифрактометре, нет карточек с таким содержанием.

В фазовой диаграмме Zn–Fe диапазон температур образования $FeZn_{13}$ по перитектической реакции очень широкий и простирается от 530 °С до комнатной температуры, что может являться причиной роста частиц $FeZn_{13}$ [14].

После интенсивной пластической деформации происходит раздробление твердых фаз Fe –Mg и $FeZn_y$, матрица полностью измельчается. Мелкопластинчатая структура трансформируется в ультрамелкозернистую с размером зерна около 1 мкм после 2 оборотов (рис. 4 а). Наблюдается количественное изменение соотношения интенсивностей пиков фаз Zn, $FeZn_{11}$ и $FeZn_{13}$, $MgZn_2$ и Mg_2Zn_{11} (рис. 6 а), формы профиля, положений центров

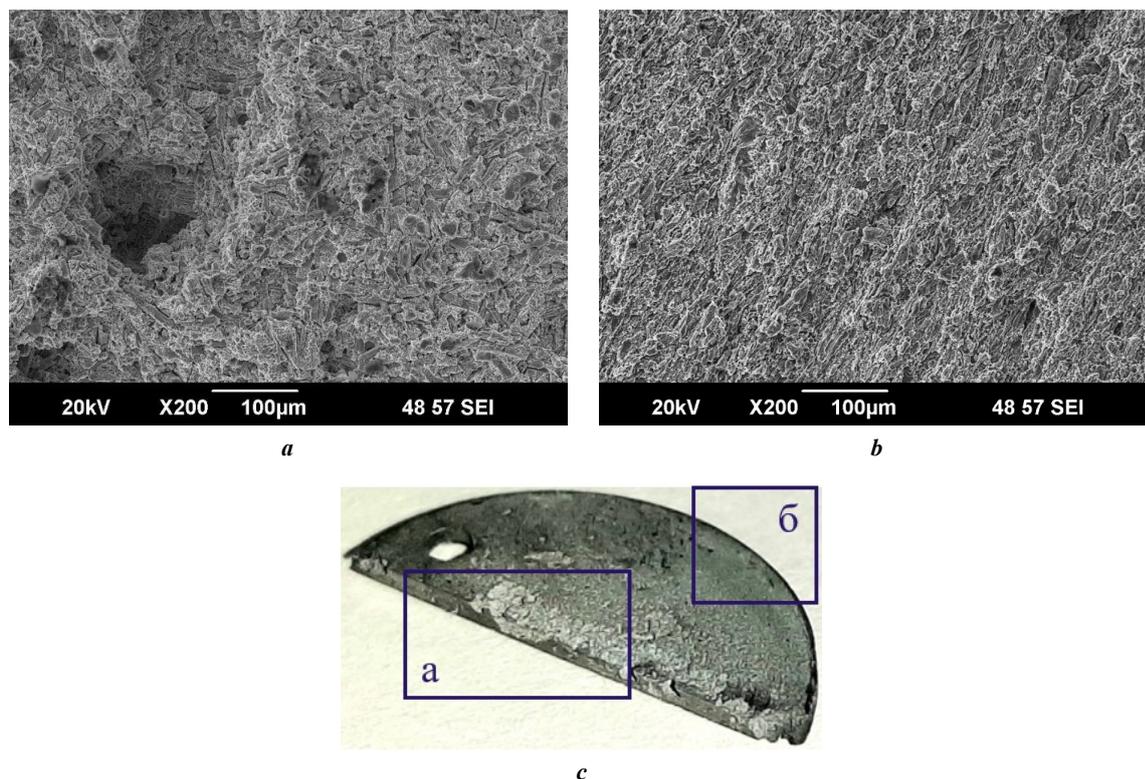


Рис. 10. Структура образца, прошедшего 10 оборотов ИПДК, после 90 дней коррозионных испытаний: *a* – центральная часть образца; *b* – край с измененной текстурой; *c* – макроскопическое изображение образца
Fig. 10. The structure of the sample subjected to 10 revolutions of HPT after 90 days of corrosion tests: *a* – central part of the sample; *b* – edge with changed texture; *c* – macroscopic image of the sample

тяжести рентгеновских пиков, а также повышенной интегральной интенсивности диффузного фона рассеяния (рис. 7, 8) по сравнению с рентгенограммами соответствующего исходного состояния (рис. 6 б). Это свидетельствует об изменениях в выявленных фазах и протекании в результате ИПДК-обработки фазовых переходов в исследуемом сплаве.

Заметного прироста микротвердости после ИПДК цинкового сплава не наблюдается, но, в отличие от чистого цинка [15] и других цинковых сплавов [16], твердость рассмотренного $Zn-1\%Fe-5\%Mg$ самая высокая и достигает 210–240 HV благодаря легированию Mg и Fe. Исследования в настоящей работе подтверждают, что добавление Mg и Fe в цинковый сплав способствует значительному увеличению значений твердости. При этом образцы становятся очень хрупкими.

Основным механизмом деформации является скольжение дислокаций. В работе [14] были сделаны замеры микротвердости фаз $FeZn_{13}$ и Mg_2Zn_{11} , которые составляют 243 ± 8 HV и 110 ± 5 HV соответственно при микротвердости Zn $76,1 \pm 2$ HV, что приводит к деформационной несовместимости на границе раздела фаз. Вблизи границы раздела фаз происходит концентрация напряжений и энергии, что вызывает скольжение дислокаций и аномальное превращение, обусловленные диффузией на движущихся дефектах (дислокациях, границах зерен) [17], а в дальнейшем – динамическую рекристаллизацию фазы Mg_2Zn_{11} . Часть запасенной энергии также высвободилась в результате фрагментации фазы $FeZn_{13}$.

Отсутствие газовой выделений на поверхности образцов в ходе коррозионных испытаний согласуется с [14; 18]. При нахождении образцов в растворе Рингера pH коррозионной среды с течением времени постепенно увеличивался, что говорит о поглощении ионов водорода в растворе, поэтому раствор часто обновляли в ходе эксперимента – каждые 48 ч. Подобный метод испытаний погружением, где очистка образцов проводится каждые 24–48 ч с последующим повторным помещением в коррозионную среду, использовался также в работах [19; 20]. Данный метод позволяет оценить скорость потери массы и скорость коррозии за любой временной промежуток в течение 90 дней. Однако данный метод не учитывает образование защитной пленки и изменение скорости коррозии вследствие пассивации, поэтому нами запланировано проведение непрерывных испытаний на погружение.

Коррозия цинкового сплава значительно выше, чем у чистого цинка, что вызвано высокой разностью потенциалов между Mg_2Zn_{11} и $FeZn_{13}$. Коррозионные разрушения материала зависят от активности металла, они легко вступают в реакцию, так как легко расстаются с электронами на внешнем энергетическом уровне. Степень активности металла характеризуется соответствующим электрохимическим рядом напряжений металлов. Среди элементов Zn (–0,76), Fe (–0,440), Mg (–2,363) цинкового сплава Mg является наиболее активным. Коррозия происходит в местах, где сосредоточен Mg, так как он имеет более электроотрицательный потенциал, поэтому действует как анодные центры и растворяется

быстрее [21; 22]. Частицы FeZn₁₃ являются катодными и ускоряют растворение Zn и Mg-содержащих фаз [23]. Как и в исследовании [24], наблюдается ускорение коррозионных процессов в образцах после ИПДК. Формирование неоднородной структуры в образце согласуется с [25]. Образование заметных коррозионных ям в центре ИПДК-образцов обусловлено разной кристаллографической ориентацией зерен в металле с ГПУ-решеткой. О подобной зависимости также сообщалось в работах [26; 27].

Исследование механических свойств и микроструктуры цинкового сплава позволяют оценить перспективы его дальнейшего исследования *in vitro* и *in vivo* для применения в качестве материала для изготовления медицинских имплантатов.

ВЫВОДЫ

В результате обработки сплава Zn–1%Fe–5%Mg интенсивной пластической деформацией кручением были получены образцы с высокими значениями твердости (до 239 МПа), но весьма хрупкие.

Структура цинкового сплава является многофазовой, в ней присутствуют твердые частицы FeZn₁₁, FeZn₁₃ и Mg–Fe, которые при ИПДК разрушаются и частично растворяются. Твердые фазы находятся в матрице Zn и Mg₂Zn₁₁, которая в процессе ИПДК трансформируется в равноосные зерна размером 1 мкм.

Применение ИПДК не приводит к существенным изменениям скорости коррозии, но приводит к более равномерной коррозии по объему образца. Исключение составляет центр с менее проработанной структурой, где наблюдается интенсивное углубление.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Kogan S., Sood A., Granick M.S. Zinc and Wound Healing: A Review of Zinc Physiology and Clinical Applications // *Wounds*. 2017. Vol. 29. № 4. P. 102–106.
- Lin Mao, Li Shen, Jiahui Chen et al. A promising biodegradable magnesium alloy suitable for clinical vascular stent application // *Scientific Reports*. 2017. Vol. 7. Article number 46343. DOI: [10.1038/srep46343](https://doi.org/10.1038/srep46343).
- Yang Hongtao, Jia Bo, Zhang Zechuan, Qu Xinhua, Li Guannan, Lin Wenjiao, Zhu Donghui, Dai Kerong, Zheng Yufeng. Alloying design of biodegradable zinc as promising bone implants for load-bearing applications // *Nature Communications*. 2020. Vol. 11. Article number 401. DOI: [10.1038/s41467-019-14153-7](https://doi.org/10.1038/s41467-019-14153-7).
- Shi Zhangzhi, Li Changheng, Li Meng, Li Xiangmin, Wang Luning. Second phase refining induced optimization of Fe alloying in Zn: Significantly enhanced strengthening effect and corrosion uniformity // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2022. Vol. 29. P. 796–806. DOI: [10.1007/s12613-022-2468-6](https://doi.org/10.1007/s12613-022-2468-6).
- Mita K., Ikeda T., Maeda M. Phase diagram study of Fe–Zn intermetallics // *Journal of Phase Equilibria*. 2001. Vol. 22. P. 122–125. DOI: [10.1361/105497101770338978](https://doi.org/10.1361/105497101770338978).
- Su Yingchao, Fu Jiayin, Lee Wonsae, Du Shaokang, Qin Yi-Xian, Zheng Yufeng, Wang Yadong, Zhu Donghui. Improved mechanical, degradation, and biological performances of Zn–Fe alloys as bioresorbable implants // *Bioactive Materials*. 2022. Vol. 17. P. 334–343. DOI: [10.1016/j.bioactmat.2021.12.030](https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2021.12.030).
- Shao Xiaoxi, Wang Xiang, Xu Fangfang et al. In vivo biocompatibility and degradability of a Zn–Mg–Fe alloy osteosynthesis system // *Bioactive Materials*. 2022. Vol. 7. P. 154–166. DOI: [10.1016/j.bioactmat.2021.05.012](https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2021.05.012).
- Mostaed E., Sikora-Jasinska M., Mostaed A., Loffredo S., Demir A.G., Previtali B., Mantovani D., Beanland R., Vedani M. Novel Zn-based alloys for biodegradable stent applications: Design, development and in vitro degradation // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2016. Vol. 60. P. 581–602. DOI: [10.1016/j.jmbbm.2016.03.018](https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2016.03.018).
- Vojtěch D., Kubásek J., Šerák J., Novák P. Mechanical and corrosion properties of newly developed biodegradable Zn-based alloys for bone fixation // *Acta Biomaterialia*. 2011. Vol. 7. № 9. P. 3515–3522. DOI: [10.1016/j.actbio.2011.05.008](https://doi.org/10.1016/j.actbio.2011.05.008).
- Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *Progress in Materials Science*. 2000. Vol. 45. № 2. P. 103–189. DOI: [10.1016/S0079-6425\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00007-9).
- Li Baoping, Dong Anping, Zhu Guoliang, Chu Shuangjie, Qian Hongwei, Hu Chengjie, Sun Baode, Wang Jun. Investigation of the corrosion behaviors of continuously hot-dip galvanizing Zn–Mg coating // *Surface and Coatings Technology*. 2012. Vol. 206. № 19–20. P. 3989–3999. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2012.03.079](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.03.079).
- Prosek T., Nazarov A., Bexell U., Thierry D., Serak J. Corrosion mechanism of model zinc–magnesium alloys in atmospheric conditions // *Corrosion Science*. 2008. Vol. 50. № 8. P. 2216–2231. DOI: [10.1016/j.corsci.2008.06.008](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.06.008).
- Xue Penghao, Ma Minglong, Li Yongjun, Li Xinggang, Yuan Jiawei, Shi Guoliang, Wang Kaikun, Zhang Kui. Microstructure, Hot Deformation Behavior, and Recrystallization Behavior of Zn–1Fe–1Mg Alloy under Isothermal Compression // *Materials*. 2021. Vol. 14. № 7. Article number 1735. DOI: [10.3390/ma14071735](https://doi.org/10.3390/ma14071735).
- Xue Penghao, Ma Minglong, Li Yongjun, Li Xinggang, Yuan Jiawei, Shi Guoliang, Wang Kaikun, Zhang Kui. Microstructure, Mechanical Properties, and In Vitro Corrosion Behavior of Biodegradable Zn–1Fe–xMg Alloy // *Materials*. 2020. Vol. 13. № 21. Article number 4835. DOI: [10.3390/ma13214835](https://doi.org/10.3390/ma13214835).
- Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К. Влияние интенсивной пластической деформации на механические свойства чистого цинка // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 3-2. С. 25–31. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-2-25-31](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-2-25-31).
- Mostaed E., Sikora-Jasinska M., Drelich J.W., Vedani M. Zinc-based alloys for degradable vascular stent application // *Acta Biomaterialia*. 2018. Vol. 71. P. 1–23. DOI: [10.1016/j.actbio.2018.03.005](https://doi.org/10.1016/j.actbio.2018.03.005).
- Разумов И.К., Ермаков А.Е., Горностырев Ю.Н., Страумал Б.Б. Неравновесные фазовые превращения в сплавах // *Успехи физических наук*. 2019. Т. 190. № 8. С. 785–810. DOI: [10.3367/UFNr.2019.10.038671](https://doi.org/10.3367/UFNr.2019.10.038671).
- Zhang Xiaoge Gregory. Corrosion potential and corrosion current // *Corrosion and Electrochemistry of Zinc*. Boston: Springer, 1996. P. 125–156. DOI: [10.1007/978-1-4757-9877-7_5](https://doi.org/10.1007/978-1-4757-9877-7_5).
- Худододова Г.Д., Кулясова О.Б., Исламгалиев Р.К. Прочностные и коррозионные свойства УМЗ-сплава

- Mg–Zn–Ca // *Наноиндустрия*. 2022. Т. 15. № 7-8. С. 426–433. DOI: [10.22184/1993-8578.2022.15.7-8.426.433](https://doi.org/10.22184/1993-8578.2022.15.7-8.426.433).
20. Byun Jong Min, Yu Jin Min, Kim Dae Kyung, Kim Tae Yeob, Jun Woo Sung, Kim Young Do. Corrosion Behavior of Mg₂Zn₁₁ and MgZn₂ Single Phases // *Korean Journal of Metals and Materials*. 2013. Vol. 51. № 6. P. 413–419. DOI: [10.3365/KJMM.2013.51.6.413](https://doi.org/10.3365/KJMM.2013.51.6.413).
 21. Wątroba M., Mech K., Bednarczyk W., Kawalko J., Marciszko-Wiąckowska M., Marzec M., Shepherd D.E.T., Bała P. Long-term in vitro corrosion behavior of Zn–3Ag and Zn–3Ag–0.5Mg alloys considered for biodegradable implant applications // *Materials & Design*. 2022. Vol. 213. Article number 110289. DOI: [10.1016/j.matdes.2021.110289](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110289).
 22. Bowen P.K., Shearier E.R., Shan Zhao, Guillory R.J., Feng Zhao, Goldman J., Drelich J.W. Biodegradable Metals for Cardiovascular Stents: from Clinical Concerns to Recent Zn-Alloys // *Advanced Healthcare Materials*. 2016. Vol. 5. № 10. P. 1121–1140. DOI: [10.1002/adhm.201501019](https://doi.org/10.1002/adhm.201501019).
 23. Shi Zhang-Zhi, Gao Xi-Xian, Chen Hong-Ting, Liu Xue-Feng, Li Ang, Zhang Hai-Jun, Wang Lu-Ning. Enhancement in mechanical and corrosion resistance properties of a biodegradable Zn–Fe alloy through second phase refinement // *Materials Science and Engineering: C*. 2020. Vol. 116. Article number 111197. DOI: [10.1016/j.msec.2020.111197](https://doi.org/10.1016/j.msec.2020.111197).
 24. Yan Zhaoming, Zhu Jiakuan, Zhang Zhimin, Wang Qiang, Xue Yong. The microstructural, textural, and mechanical effects of high-pressure torsion processing on Mg alloys: A review // *Frontiers in Materials*. 2022. Vol. 9. Article number 964992. DOI: [10.3389/fmats.2022.964992](https://doi.org/10.3389/fmats.2022.964992).
 25. Мягких П.Н., Мерсон Е.Д., Полюянов В.А., Мерсон Д.Л. Зависимость процесса коррозии биорезорбируемого сплава ZX10 от структурных факторов и локального уровня pH // *Frontier Materials & Technologies*. 2023. № 2. С. 59–76. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-2-64-3](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-2-64-3).
 26. Vinogradov A., Merson E., Myagkikh P., Linderov M., Brilevsky A., Merson D. Attaining High Functional Performance in Biodegradable Mg-Alloys: An Overview of Challenges and Prospects for the Mg–Zn–Ca System // *Materials*. 2023. Vol. 16. № 3. Article number 1324. DOI: [10.3390/ma16031324](https://doi.org/10.3390/ma16031324).
 27. Yao Caizhen, Wang Zichao, Tay See Leng, Zhu Tianping, Gao Wei. Effects of Mg on microstructure and corrosion properties of Zn–Mg alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 602. P. 101–107. DOI: [10.1016/j.jallcom.2014.03.025](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.03.025).
- tions. *Nature Communications*, 2020, vol. 11, article number 401. DOI: [10.1038/s41467-019-14153-7](https://doi.org/10.1038/s41467-019-14153-7).
4. Shi Zhangzhi, Li Changheng, Li Meng, Li Xiangmin, Wang Luning. Second phase refining induced optimization of Fe alloying in Zn: Significantly enhanced strengthening effect and corrosion uniformity. *International Journal Minerals, Metallurgy and Materials*, 2022, vol. 29, pp. 796–806. DOI: [10.1007/s12613-022-2468-6](https://doi.org/10.1007/s12613-022-2468-6).
 5. Mita K., Ikeda T., Maeda M. Phase diagram study of Fe–Zn intermetallics. *Journal of Phase Equilibria*, 2001, vol. 22, pp. 122–125. DOI: [10.1361/105497101770338978](https://doi.org/10.1361/105497101770338978).
 6. Su Yingchao, Fu Jiayin, Lee Wonsae, Du Shaokang, Qin Yi-Xian, Zheng Yufeng, Wang Yadong, Zhu Donghui. Improved mechanical, degradation, and biological performances of Zn–Fe alloys as bioresorbable implants. *Bioactive Materials*, 2022, vol. 17, pp. 334–343. DOI: [10.1016/j.bioactmat.2021.12.030](https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2021.12.030).
 7. Shao Xiaoxi, Wang Xiang, Xu Fangfang et al. In vivo biocompatibility and degradability of a Zn–Mg–Fe alloy osteosynthesis system // *Bioactive Materials*. 2022. Vol. 7. P. 154–166. DOI: [10.1016/j.bioactmat.2021.05.012](https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2021.05.012).
 8. Mostaed E., Sikora-Jasinska M., Mostaed A., Loffredo S., Demir A.G., Previtali B., Mantovani D., Beanland R., Vedani M. Novel Zn-based alloys for biodegradable stent applications: Design, development and in vitro degradation // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2016. Vol. 60. P. 581–602. DOI: [10.1016/j.jmbbm.2016.03.018](https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2016.03.018).
 9. Vojtěch D., Kubásek J., Šerák J., Novák P. Mechanical and corrosion properties of newly developed biodegradable Zn-based alloys for bone fixation. *Acta Biomaterialia*, 2011, vol. 7, no. 9, pp. 3515–3522. DOI: [10.1016/j.actbio.2011.05.008](https://doi.org/10.1016/j.actbio.2011.05.008).
 10. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 2000, vol. 45, no. 2, pp. 103–189. DOI: [10.1016/S0079-6425\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00007-9).
 11. Li Baoping, Dong Anping, Zhu Guoliang, Chu Shuangjie, Qian Hongwei, Hu Chengjie, Sun Baode, Wang Jun. Investigation of the corrosion behaviors of continuously hot-dip galvanizing Zn–Mg coating. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 206, no. 19–20, pp. 3989–3999. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2012.03.079](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.03.079).
 12. Prosek T., Nazarov A., Bexell U., Thierry D., Serak J. Corrosion mechanism of model zinc–magnesium alloys in atmospheric conditions. *Corrosion Science*, 2008, vol. 50, no. 8, pp. 2216–2231. DOI: [10.1016/j.corsci.2008.06.008](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.06.008).
 13. Xue Penghao, Ma Minglong, Li Yongjun, Li Xinggang, Yuan Jiawei, Shi Guoliang, Wang Kaikun, Zhang Kui. Microstructure, Hot Deformation Behavior, and Recrystallization Behavior of Zn–1Fe–1Mg Alloy under Isothermal Compression. *Materials*, 2021, vol. 14, no. 7, article number 1735. DOI: [10.3390/ma14071735](https://doi.org/10.3390/ma14071735).
 14. Xue Penghao, Ma Minglong, Li Yongjun, Li Xinggang, Yuan Jiawei, Shi Guoliang, Wang Kaikun, Zhang Kui. Microstructure, Mechanical Properties, and In Vitro Corrosion Behavior of Biodegradable Zn–1Fe–xMg Alloy. *Materials*, 2020, vol. 13, no. 21, article number 4835. DOI: [10.3390/ma13214835](https://doi.org/10.3390/ma13214835).
 15. Polenok M.V., Khafizova E.D., Islamgaliev R.K. The influence of severe plastic deformation on mechanical properties of pure zinc. *Frontier Materials*

REFERENCES

1. Kogan S., Sood A., Granick M.S. Zinc and Wound Healing: A Review of Zinc Physiology and Clinical Applications. *Wounds*, 2017, vol. 29, no. 4, pp. 102–106.
2. Lin Mao, Li Shen, Jiahui Chen et al. A promising biodegradable magnesium alloy suitable for clinical vascular stent application. *Scientific Reports*, 2017, vol. 7, article number 46343. DOI: [10.1038/srep46343](https://doi.org/10.1038/srep46343).
3. Yang Hongtao, Jia Bo, Zhang Zechuan, Qu Xinhua, Li Guannan, Lin Wenjiao, Zhu Donghui, Dai Kerong, Zheng Yufeng. Alloying design of biodegradable zinc as promising bone implants for load-bearing applica-

- & *Technologies*, 2022, no. 3-2, pp. 25–31. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-2-25-31](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-2-25-31).
16. Mostaed E., Sikora-Jasinska M., Drelich J.W., Vedani M. Zinc-based alloys for degradable vascular stent application. *Acta Biomaterialia*, 2018, vol. 71, pp. 1–23. DOI: [10.1016/j.actbio.2018.03.005](https://doi.org/10.1016/j.actbio.2018.03.005).
 17. Razumov I.K., Ermakov A.Y., Gornostyrev Yu.N., Straumal B.B. Nonequilibrium phase transformations in alloys under severe plastic deformation. *Physics-Uspokhi*, 2020, vol. 63, no. 8, pp. 733–757. DOI: [10.3367/UFNe.2019.10.038671](https://doi.org/10.3367/UFNe.2019.10.038671).
 18. Zhang Xiaoge Gregory. Corrosion potential and corrosion current. *Corrosion and Electrochemistry of Zinc*. Boston, Springer Publ., 1996, pp. 125–156. DOI: [10.1007/978-1-4757-9877-7_5](https://doi.org/10.1007/978-1-4757-9877-7_5).
 19. Khudododova G.D., Kulyasova O.B., Islamgaliev R.K. Strength and corrosion resistance of the UFG Mg-Zn-Ca alloy. *Nanoindustriya*, 2022, vol. 15, no. 7-8, pp. 426–433. DOI: [10.22184/1993-8578.2022.15.7-8.426.433](https://doi.org/10.22184/1993-8578.2022.15.7-8.426.433).
 20. Byun Jong Min, Yu Jin Min, Kim Dae Kyung, Kim Tae Yeob, Jun Woo Sung, Kim Young Do. Corrosion Behavior of Mg₂Zn₁₁ and MgZn₂ Single Phases. *Korean Journal of Metals and Materials*, 2013, vol. 51, no. 6, pp. 413–419. DOI: [10.3365/KJMM.2013.51.6.413](https://doi.org/10.3365/KJMM.2013.51.6.413).
 21. Wątroba M., Mech K., Bednarczyk W., Kawałko J., Marciszko-Wiąckowska M., Marzec M., Shepherd D.E.T., Bała P. Long-term in vitro corrosion behavior of Zn–3Ag and Zn–3Ag–0.5Mg alloys considered for biodegradable implant applications. *Materials & Design*, 2022, vol. 213, article number 110289. DOI: [10.1016/j.matdes.2021.110289](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110289).
 22. Bowen P.K., Shearier E.R., Shan Zhao, Guillory R.J., Feng Zhao, Goldman J., Drelich J.W. Biodegradable Metals for Cardiovascular Stents: from Clinical Concerns to Recent Zn-Alloys. *Advanced Healthcare Materials*, 2016, vol. 5, no. 10, pp. 1121–1140. DOI: [10.1002/adhm.201501019](https://doi.org/10.1002/adhm.201501019).
 23. Shi Zhang-Zhi, Gao Xi-Xian, Chen Hong-Ting, Liu Xue-Feng, Li Ang, Zhang Hai-Jun, Wang Lu-Ning. Enhancement in mechanical and corrosion resistance properties of a biodegradable Zn–Fe alloy through second phase refinement. *Materials Science and Engineering: C*, 2020, vol. 116, article number 111197. DOI: [10.1016/j.msec.2020.111197](https://doi.org/10.1016/j.msec.2020.111197).
 24. Yan Zhaoming, Zhu Jiakuan, Zhang Zhimin, Wang Qiang, Xue Yong. The microstructural, textural, and mechanical effects of high-pressure torsion processing on Mg alloys: A review. *Frontiers in Materials*, 2022, vol. 9, article number 964992. DOI: [10.3389/fmats.2022.964992](https://doi.org/10.3389/fmats.2022.964992).
 25. Myagkikh P.N., Merson E.D., Poluyanov V.A., Merson D.L. The dependence of the biodegradable ZX10 alloy corrosion process on the structural factors and local pH level. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 2, pp. 59–76. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-2-64-3](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-2-64-3).
 26. Vinogradov A., Merson E., Myagkikh P., Linderov M., Brilevsky A., Merson D. Attaining High Functional Performance in Biodegradable Mg-Alloys: An Overview of Challenges and Prospects for the Mg–Zn–Ca System. *Materials*, 2023, vol. 16, no. 3, article number 1324. DOI: [10.3390/ma16031324](https://doi.org/10.3390/ma16031324).
 27. Yao Caizhen, Wang Zichao, Tay See Leng, Zhu Tianping, Gao Wei. Effects of Mg on microstructure and corrosion properties of Zn–Mg alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 602, pp. 101–107. DOI: [10.1016/j.jallcom.2014.03.025](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.03.025).

Influence of high-pressure torsion on the structure and mechanical properties of Zn–1%Fe–5%Mg zinc alloy

© 2024

*Elmira D. Abdrakhmanova*¹, student

Elvira D. Khafizova^{*2}, PhD (Engineering),

assistant professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals,
senior researcher of Scientific Research Laboratory “Metals and Alloys under Extreme Impacts”

*Milena V. Polenok*³, student

*Ruslan K. Nafikov*⁴, junior researcher of Scientific Research Laboratory “Metals and Alloys under Extreme Impacts”

*Elena A. Korznikova*⁵, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,

professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals,

Head of Scientific Research Laboratory “Metals and Alloys under Extreme Impacts”

Ufa University of Science and Technology, Ufa (Russia)

*E-mail: KhafizovaED@uust.ru,
ela.90@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-2775-7488>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4618-412X>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9774-1689>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1280-6258>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5975-4849>

Received 27.06.2023

Accepted 06.03.2024

Abstract: Currently, scientists search for new materials for temporary implants that can dissolve in the body, which leads to the fact that there is no need for repeated surgery. In the last decade, scientific interest has focused on zinc-based materials because, unlike other metals, it has suitable corrosion rates and good biocompatibility. The paper describes an experiment for the study of the influence of deformation on the microstructure, strength and corrosion properties of an alloy of the Zn–Fe–Mg system. The authors carried out energy dispersive analysis and calculation of the volume

fraction of the second phase of the Zn–Fe–Mg zinc alloy. The corrosion properties of the Zn–Fe–Mg zinc alloy with different microstructures (before and after high-pressure torsion) were studied using the gravimetric method under conditions simulating conditions inside a living organism (temperature, corrosive environment composition). During the tests, the corrosion mechanism was determined, its rate and mass loss of the samples were calculated. The relief of the corrosion surface was studied using scanning electron microscopy. It has been found that the destruction of the material in a corrosive environment occurs through a matrix containing the active Mg metal. The results of calculations of the corrosion rate for the original sample and samples subjected to high-pressure torsion differed due to a more even distribution of second phase particles during severe plastic deformation. In this work, by alloying zinc with iron and magnesium, as well as using high-pressure torsion, it was possible to increase the microhardness of the samples to 239.6 ± 8 HV, which is a high indicator for zinc alloys.

Keywords: zinc alloys; Zn–Fe–Mg; biodegradable implants; high-pressure torsion; biocompatible materials.

Acknowledgments: The research was financially supported by a grant in the field of science from the budget of the Republic of Bashkortostan for state support of young scientists (Scientific and Educational Center – Grant for Young Scientists – 2022, Agreement No. 1 of 13.12.2022).

The work of Korznikova E.A., Nafikov R.K. was carried out under financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the state assignment for public service delivery given to Ufa University of Science and Technology (Agreement No. 075-03-2024-123/1) “Youth Science and Research Laboratory of Scientific and Educational Center “Metals and Alloys under Extreme Impacts”.

The research part of the work was carried out using the equipment of the Core Facility Centre “Nanotech” of Ufa University of Science and Technology.

The paper was written on the reports of the participants of the XI International School of Physical Materials Science (SPM-2023), Togliatti, September 11–15, 2023.

For citation: Abdrakhmanova E.D., Khafizova E.D., Polenok M.V., Nafikov R.K., Korznikova E.A. Influence of high-pressure torsion on the structure and mechanical properties of Zn–1%Fe–5%Mg zinc alloy. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 2, pp. 9–22. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-2-68-1.