

**Оригинальная статья**

УДК 621.794.61

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-1(51)-72-84

**МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ МИКРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ДИАТОМИТА С ПОМОЩЬЮ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ**

© 2025 г. А. Д. Кашин, М. Б. Седельникова, М. А. Химич, П. В. Уваркин, Н. А. Лугинин, К. В. Иванов

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический 2/4)

**Аннотация.** Рассмотрено влияние обработки низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками (НСЭП) на структуру и свойства керамикоподобных покрытий на основе диатомита с добавлением частиц оксидов циркония или титана. В качестве материала подложки использовали биорезорбируемый магниевый сплав МА2-1пч. Для нанесения покрытий применяли метод микродугового оксидирования (МДО). В качестве основного вещества для синтезирования покрытий использовали диатомит – органогенный материал на основе оксида кремния ( $\text{SiO}_2$ ), состоящий из панцирей одноклеточных диатомовых водорослей. Поверхность сформированных покрытий подвергали импульсному воздействию электронного пучка с различной плотностью энергии – 2,5; 5,0 и 7,5 Дж/см<sup>2</sup>. Полученные покрытия были исследованы с помощью методов сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС), рентгеновской дифрактометрии, скретч-тестирования и потенциодинамической поляризации. Исследованы внутренняя структура и морфология поверхности, фазовый и элементный составы, а также адгезионная прочность и коррозионная стойкость обработанных покрытий. В результате облучения поверхность покрытий претерпела значительные изменения (сформировалась уникальная морфология, характеризуемая гладкими возвышениями и пористыми углублениями). Установлено, что обработка поверхности покрытий с частицами  $\text{ZrO}_2$  способствовала повышению их адгезионной прочности и коррозионной стойкости, так как критическая нагрузка увеличилась с 9,5 (для исходного покрытия) до 18 Н (для покрытия, подвергнутого НСЭП-обработке с плотностью энергии 7,5 Дж/см<sup>2</sup>), а плотность тока коррозии уменьшилась с  $7,53 \cdot 10^{-7}$  до  $1,12 \cdot 10^{-8}$  А/см<sup>2</sup>. Для покрытий с частицами оксида  $\text{TiO}_2$  наблюдалась обратная зависимость: после обработки НСЭП прочностные и коррозионные свойства ухудшались, что связано с различными теплофизическими свойствами оксидов циркония и титана.

**Ключевые слова:** микродуговое оксидирование, биорезорбируемые магниевые имплантаты, диатомит, низкоэнергетические сильноточные электронные пучки, механические свойства, коррозионная стойкость

**Благодарности:** Коллектив авторов выражает искреннюю благодарность А.И. Толмачеву за помощь в подготовке образцов для проведения экспериментальных исследований. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

**Финансирование.** Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 23-29-00141, <https://rscf.ru/en/project/23-29-00141/>

**Для цитирования:** Кашин А.Д., Седельникова М.Б., Химич М.А., Уваркин П.В., Лугинин Н.А., Иванов К.В. Модификация поверхности микродуговых покрытий на основе диатомита с помощью импульсного электронного облучения. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;1(51):72–84. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-20251\(51\)-72-84](http://doi.org/10.57070/2304-4497-20251(51)-72-84)

**Original article**

**SURFACE MODIFICATION OF DIATOMITE-BASED MICRO-ARC COATINGS USING PULSED ELECTRON BEAM IRRADIATION**

© 2025 A. D. Kashin, M. B. Sedelnikova, M. A. Khimich, P. V. Uvarkin, N. A. Luginin, K. V. Ivanov

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk, Tomsk Region, 634055, Russian Federation)

**Abstract.** The influence of low-energy high-current electron beam (LEHCEB) treatment on the structure and properties of ceramic-like coatings based on diatomite with the addition of zirconium or titanium oxide particles was investigated. The bioresorbable Mg alloy MA2-1hp was used as the substrate material. For coating application, the micro-arc oxidation (MAO) method was used. Diatomite, an organogenic material based on silicon oxide ( $\text{SiO}_2$ ) consisting of the shells of unicellular diatom algae, was used as the main substance for synthesizing the coatings. The surface of the synthesized coatings was subjected to pulsed electron beam irradiation with different energy densities: 2.5, 5 and 7.5 J/cm<sup>2</sup>. The obtained coatings were investigated by scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), X-ray diffractometry, scratch testing and potentiodynamic polarization. The internal structure and surface morphology, phase and elemental compositions, as well as adhesion strength and corrosion resistance of the treated coatings were studied. As a result of irradiation, the surface of the coatings underwent significant changes, forming a unique morphology characterized by smooth elevations and porous depressions. It was found that surface treatment of coatings with  $\text{ZrO}_2$  particles contributed to the increase of their adhesion strength and corrosion resistance, since the critical load increased from 9.5 (for the original coating) to 18 N (for the coating subjected to LEHCEB-treatment with an energy density of 7.5 J/cm<sup>2</sup>), and the corrosion current density decreased from  $7.53 \cdot 10^{-7}$  to  $1.12 \cdot 10^{-8}$  A/cm<sup>2</sup>. For coatings with  $\text{TiO}_2$  particles, the opposite dependence was observed after LEHCEB treatment, the strength and corrosion properties deteriorated, which is related to the different thermophysical properties of zirconium and titanium oxides.

**Keywords:** micro-arc oxidation, bioresorbable magnesium implants, diatomite, low-energy high-current electron beams, mechanical properties, corrosion resistance

**Acknowledgements:** The authors express their sincere gratitude to A.I. Tolmachev for help in preparing samples for experimental studies. The investigations have been carried out using the equipment of the Share Use Centre “Nanotech” of the ISPMS SB RAS.

**Funding:** The research was funded by the Russian Science Foundation, grant no. 23-29-00141, <https://rscf.ru/en/project/23-29-00141/>

**For citation:** Kashin A.D., Sedelnikova M.B., Khimich M.A., Uvarkin P.V., Luginin N.A., Ivanov K.V. Modification of the surface of microarc coatings based on diatomite by pulsed electron irradiation. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;1(51):72–84. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-1\(51\)-72-84](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-1(51)-72-84)

## Введение

Биодеградируемые магниевые сплавы становятся все более популярными для создания медицинских имплантатов, применяемых в травматологии, ортопедии, челюстно-лицевой хирургии. Сплавы на основе магния вызывают большой интерес ввиду их способности растворяться в человеческом организме, не выделяя при этом токсичных элементов [1 – 5]. Ортопедические имплантаты такого типа, используемые в качестве временных фиксаторов, не только осуществляют механическую поддержку, но и инициируют и стимулируют регенерацию клеток костной ткани [6; 7]. Магний является одним из важнейших макроэлементов, участвующим в углеводном обмене, биосинтезе белков, а также благотворно влияющим на рост костной ткани [8; 9]. Однако, для магния характерна высокая электрохимическая активность, что делает его подверженным коррозионному воздействию агрессивных сред

(внутренняя среда организма). Слишком быстрое растворение магния в организме человека сопровождается выделением большого количества водорода, что может являться причиной алкалоза ( $\text{pH} \uparrow$ ) в месте имплантации, а также инициировать воспалительные процессы в окружающих тканях [10; 11].

Во избежание подобного рода осложнений в настоящей работе предлагается модификация поверхности имплантата методом микродугового оксидирования (МДО) – плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО). Рассматриваемый метод основывается на способности вентильных металлов (Al, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf, W, Bi, Sb, Be, Mg, U) образовывать на поверхности оксидную пленку, характеризующуюся асимметричной проводимостью [12; 13]. При достижении критического значения разности потенциалов между подложкой и электролитом происходит пробой рассматриваемой пленки, сопровождающийся

образованием микродуговых разрядов. Воздействие микроразрядов приводит к интенсивному плавлению и взаимодействию вещества электролита с материалом обрабатываемого металла, в результате чего на его поверхности синтезируется пористое керамикоподобное покрытие [14; 15].

Наиболее популярными материалами для синтеза микродуговых покрытий являются трикальцийфосфат (ТКФ) и гидроксипатит (ГА), приближенные по своему минеральному составу к кортикальной кости человека. Однако, несмотря на их широкое применение, рассматриваемые материалы имеют определенные недостатки: обладают сравнительно низкой скоростью биодеградации, относительно низкой регенеративной активностью в отношении костных тканей при *in vivo* имплантации [16]. Ввиду вышесказанного, все большее распространение в области медицинского материаловедения приобретают покрытия на основе силикатных соединений: волластонита ( $\text{CaSiO}_3$ ), окерманита ( $\text{Ca}_2\text{MgSi}_2\text{O}_7$ ), силикатов магния ( $\text{MgSiO}_3$ ,  $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$ ), цинка ( $\text{Zn}_2\text{SiO}_4$ ) и другие [17 – 21].

В настоящей работе в качестве основного материала для синтезируемых покрытий использовали диатомит – органический материал на основе оксида кремния  $\text{SiO}_2$ , состоящий из скелетов (панцирей) одноклеточных диатомовых водорослей [22]. Такой выбор был обоснован биологическим происхождением и широкой доступностью диатомита, что делает его привлекательным материалом для создания биосовместимых покрытий [23].

Пористая структура покрытий, формирующаяся в результате микродуговых разрядов в ходе процесса МДО, а также усадочные трещины, образующиеся вследствие сравнительно быстрого охлаждения покрытия после окончания процесса, оказывают негативное влияние на механические свойства покрытий и их коррозионную стойкость. В связи с этим, в настоящей работе рассмотрен метод модификации поверхности синтезированных покрытий низкоэнергетическими высокоточными электронными пучками (НСЭП) с различной плотностью энергии [24; 25]. Проведенные ранее исследования показывают, что облучение поверхностного слоя материала способствует гомогенизации его структуры, улучшает прочностные и коррозионные свойства [26]. Варьирование плотности энергии электронного пучка позволяет контролировать и регулировать свойства обрабатываемых покрытий.

Основной целью настоящей работы является изучение влияния НСЭП-обработки поверхности микродуговых покрытий на основе диатомита и частиц оксидов  $\text{ZrO}_2$  или  $\text{TiO}_2$  при варьировании плотности энергии электронных пучков на механические свойства и коррозионную стойкость покрытий.

## Методы и принципы исследования

В качестве материала подложки использовали магниевый сплав МА2-1пч (ОАО «ВИЛС», Москва, Россия). Образцы сплава  $10 \times 10 \times 1$  мм были получены методом электроэрозионной резки. Для синтеза микродуговых покрытий были подготовлены электролиты-суспензии, включающие в себя следующие компоненты:  $\text{NaOH}$ ,  $\text{NaF}$ ,  $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ , диатомит ( $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ), а также  $\text{ZrO}_2$  или  $\text{TiO}_2$ . Покрытия синтезировали с использованием установки Micro-Arc 3.0 (ИФПМ СО РАН, Томск, Россия) в потенциостатическом режиме при следующих технологических параметрах: импульсное напряжение 400 В, длительность импульса 350 мкс, частота следования импульсов 60 Гц, длительность процесса 5 мин. Последующую обработку поверхности полученных покрытий низкоэнергетическими высокоточными электронными пучками (НСЭП) осуществляли с помощью установки РИТМ-ИЗ (ИСЭ СО РАН, Томск, Россия). Энергия электронов пучка составляла 30 кэВ, длительность импульса – 2 мкс, частота импульсов – 0,2 Гц, количество импульсов – 5. Требуемую плотность энергии электронного пучка, учитывая теплофизические параметры основных кристаллических фаз покрытий [25], рассчитывали по следующему уравнению:

$$W_h = \rho c_p l_m (T_m - T_0), \quad (1)$$

где  $W_h$  – плотность энергии электронного пучка, необходимая для нагрева поверхностного слоя толщиной  $l_m$  до температуры плавления  $T_m$ ;  $\rho$  – плотность материала;  $c_p$  – удельная теплоемкость материала;  $T_0 = 20$  °С – исходная температура обрабатываемого образца.

По результатам предварительных расчетов было подобрано три уровня плотности энергии (2,5; 5,0 и 7,5 Дж/см<sup>2</sup>) электронных пучков.

Изменение морфологии поверхности покрытий после НСЭП-обработки было проанализировано методом сканирующей электронной микроскопии (LEO EVO 50, Carl Zeiss AG, Оберкохен, Германия). Химический состав покрытий был исследован с помощью энергодисперсионного безазотного спектрометра INCA x-Act (Oxford Instruments, Абингдон, Великобритания). Идентификацию кристаллических фаз и степени кристалличности покрытий осуществляли рентгенодифрактометрическим методом (ДРОН-7, ИЦ Буревестник, Санкт-Петербург, Россия) при следующих параметрах съемки: диапазон углов  $2\theta$  от 5 до 90°; шаг сканирования 0,02°; кобальтовое  $\text{CoK}\alpha$  излучение  $\lambda = 0,17902$  нм. Адгезионную прочность покрытий к магниевой подложке определяли ме-

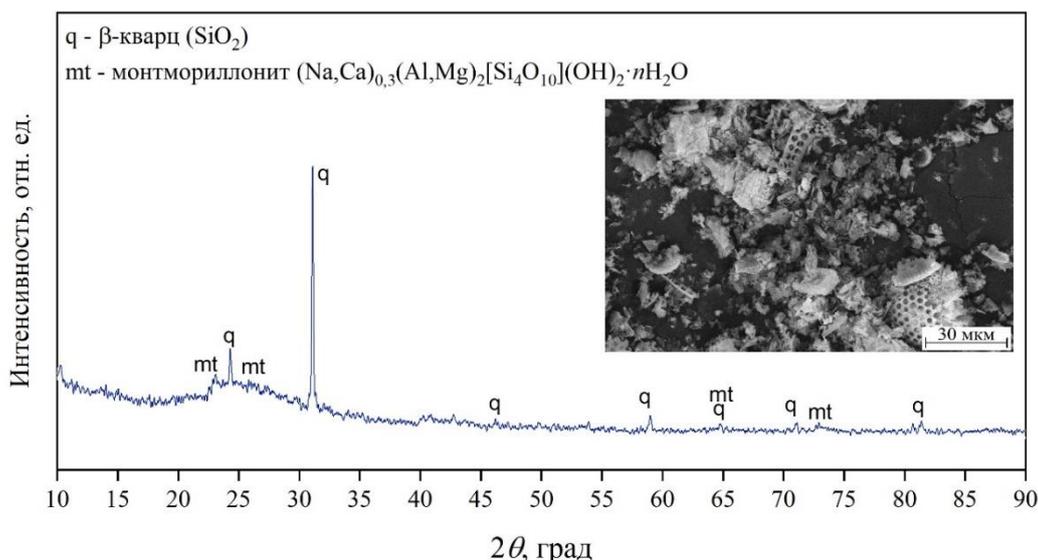


Рис. 1. Фазовый состав и морфология исходного порошка диатомита  
Fig. 1. Phase composition and morphology of initial diatomite powder

тодом скретч-тестирования (Revetest RST, CSM Instruments Inc, Нидэм, США) с помощью индентора по Роквеллу диаметром 200 мкм при прогрессирующем типе нагрузки ( $F_{\max} = 30$  Н). Длина трека составляла 5 мм, для каждого образца проводили не менее трех испытаний. Устойчивость образцов к коррозии определяли методом потенциодинамической поляризации с помощью импульсного потенциостата-гальваностата Р-40Х (Electrochemical Instruments, Черноголовка, Россия). В качестве рабочей среды для проведения электрохимических испытаний использовали изотонический 0,9 %-ый раствор хлорида натрия (NaCl). С целью моделирования условий внутренней среды человеческого организма в процессе исследования поддерживали постоянную температуру 37 °С.

### Результаты и их обсуждение

Основным компонентом электролитов, используемых в работе для синтеза покрытий методом МДО, является диатомит (диатомовая земля, кизельгур) – осадочная горная порода, образованная кремнистыми панцирями (фрустулами) одноклеточных микроводорослей (диатомей). Фрустулы состоят преимущественно из гидратов кремнезема различной степени водосодержания ( $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ). На рис. 1 представлены дифрактограмма и СЭМ-изображение исходного порошка диатомита. В состав электролитов в качестве дисперсной фазы вводили частицы оксидов циркония или титана для улучшения эксплуатационных характеристик получаемых покрытий [23; 27].

На рис. 2 представлены СЭМ-изображения поверхности исходных и обработанных НСЭП покрытий обоих типов. Можно наблюдать, что исходные, необработанные покрытия с частицами оксида  $\text{ZrO}_2$  отличаются более развитым рельефом и большим количеством нерасплавленных частиц по сравнению с  $\text{TiO}_2$ -содержащими покрытиями. Такое расхождение связано с различиями в теплофизических свойствах этих оксидов. Температура плавления  $T_{\text{пл}}$  оксида  $\text{ZrO}_2$  составляет 2715 °С, для оксида  $\text{TiO}_2$   $T_{\text{пл}} = 1843$  °С. Кроме того, теплопроводность оксида циркония, составляющая 1,4 Вт/(м·°С), значительно ниже, чем теплопроводность оксида титана (8 Вт/(м·°С)). В связи с этим оксид титана лучше передает тепло окружающему веществу в ходе процесса МДО, что приводит к более активному его плавлению и, как следствие, формированию сплошного матрикса покрытия, содержащего небольшое количество нерасплавленных частиц. В результате обработки НСЭП покрытий их морфология поверхности значительно меняется. Пучок электронов расплавляет поверхностные структурные элементы покрытий (обломки фрустул диатомей и частицы оксидов циркония и титана), что приводит к формированию более гладкого и гомогенизированного рельефа. Для покрытий с частицами обоих видов при увеличении плотности энергии электронного пучка до 5 Дж/см<sup>2</sup> наблюдается уменьшение количества усадочных трещин на поверхности. Дальнейшее повышение плотности энергии приводит к локальному проплавлению слоя покрытия до подложки (рис. 2, желтая стрелка).

Отдельно необходимо отметить влияние

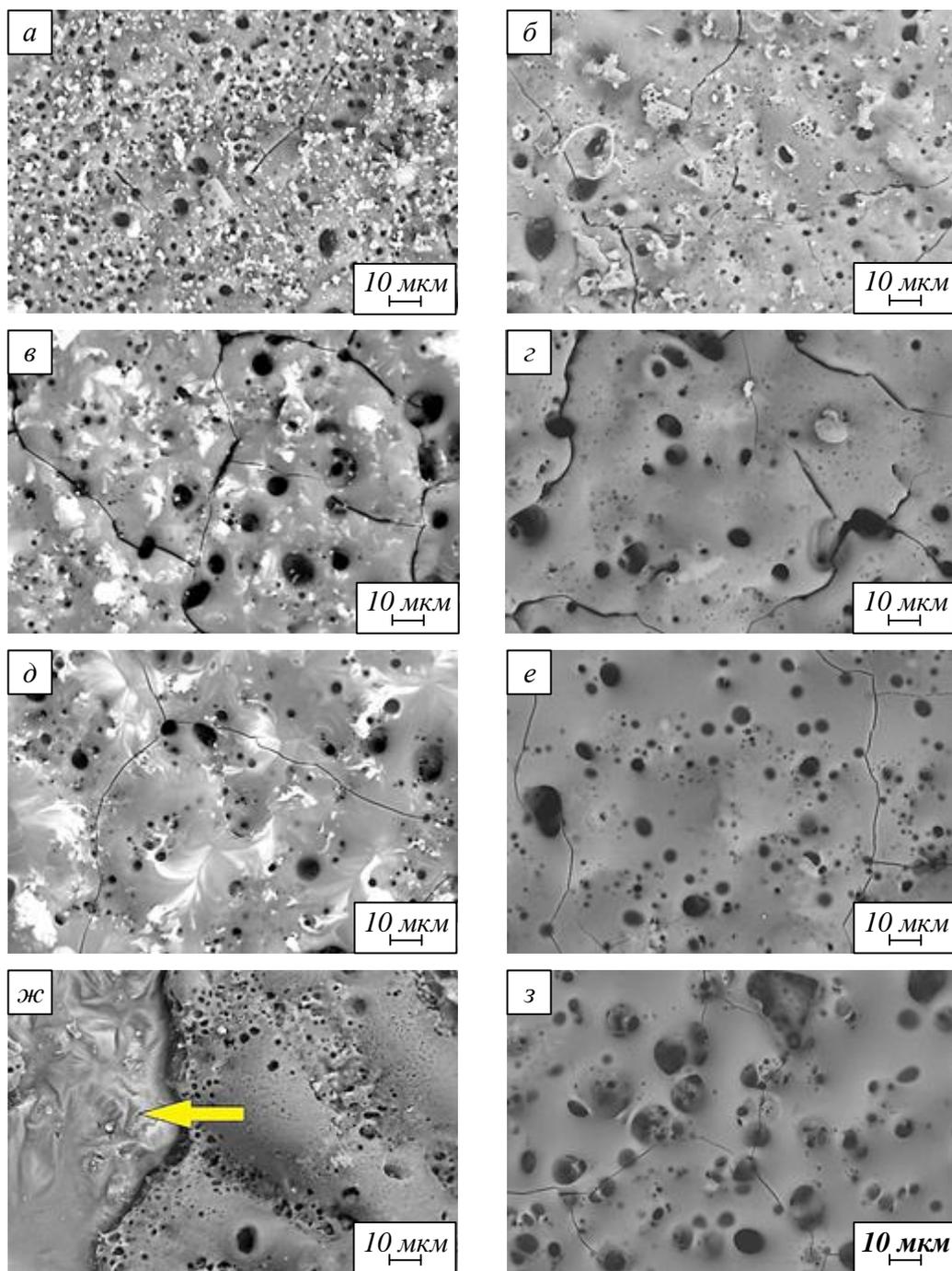


Рис. 2. СЭМ-изображения покрытий с частицами оксидов  $ZrO_2$  (а, в, д, ж) и  $TiO_2$  (б, г, е, з) до (а, б) и после НСЭП-обработки при плотности энергии электронного пучка 2,5 (б, в), 5,0 (д, е) и 7,5 (ж, з) Дж/см<sup>2</sup>  
 Fig. 2. SEM images of coatings with  $ZrO_2$  (a, в, д, ж) and  $TiO_2$  (б, г, е, з) oxide particles before (a, б) and after LEHCEB treatment at electron beam energy densities of 2,5 (б, в), 5,0 (д, е) and 7,5 (б, г, е, з) J/cm<sup>2</sup>

НСЭП-обработки на поровую структуру исследуемых покрытий. В случае покрытий с частицами оксида  $ZrO_2$  наблюдается уменьшение количества поверхностных пор с увеличением плотности энергии электронного пучка. Для покрытий, содержащих оксид  $TiO_2$ , наблюдается другая закономерность: повышение плотности энергии с 2,5 до 7,5 Дж/см<sup>2</sup> приводит к коалесценции мелких пор в более крупные, а также к увеличению общего количества поверхностных

пор, что вызвано выделением газообразных продуктов в ходе интенсивного воздействия электронного пучка. Вышеперечисленные факторы оказывают негативное влияние на устойчивость покрытия к коррозионным процессам.

Элементный состав покрытий обоих типов до и после обработки НСЭП был исследован с помощью энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС). Было установлено, что основными элементами в покрытиях являются кислород, кремний

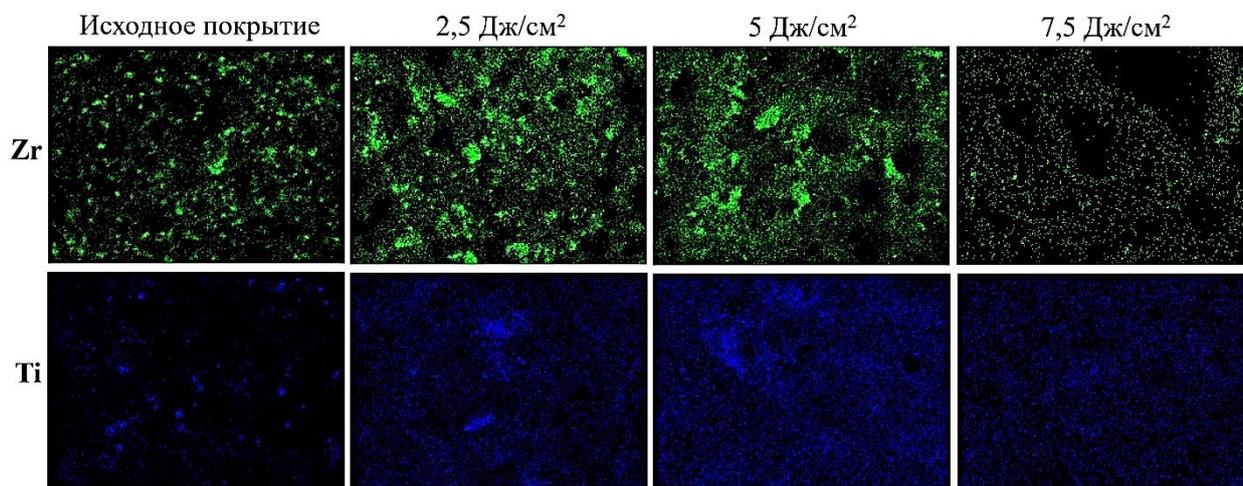


Рис. 3. Распределение циркония и титана в зависимости от плотности энергии НСЭП  
 Fig. 3. Distribution of zirconium and titanium depending on the energy density of the LENCEB

и магний. Кроме того, на картах распределения элементов цирконий и титан (в зависимости от вида покрытия) присутствуют их локальные скопления, указывающие на наличие нерасплавленных частиц соответствующих им оксидов (рис. 3). Количественное содержание элементов в покрытиях в зависимости от плотности энергии электронного пучка приведено в табл. 1. При обработке покрытий, содержащих оксид  $ZrO_2$ , электронным пучком с плотностью энергии  $7,5 \text{ Дж/см}^2$  количественное содержание магния резко возрастает, а кислорода и кремния – уменьшается. Это связано с уменьшением толщины слоя покрытия вплоть до полного проплавления его локальных участков, что коррелируется с микрофотографиями на рис. 2, ж. Уменьшение концентрации циркония при повышении плотности энергии НСЭП связано с расплавлением оксидных частиц, находящихся на поверхности покрытий. В результате воздействия электронного пучка на покрытия с частицами оксида  $TiO_2$  количественное содержание магния и кремния увеличивается, а титана – незначительно уменьшается.

Анализ фазового состава покрытий показал, что основными кристаллическими фазами в покрытиях являются форстерит ( $Mg_2SiO_4$ ) и периклаз ( $MgO$ ). На дифрактограммах покрытий с частицами оксида  $ZrO_2$  присутствуют пики, относящиеся к оксиду циркония в моноклинной модификации, а на дифрактограммах покрытий с частицами оксида  $TiO_2$  наблюдаются рефлексы, относящиеся к рутилу и анатазу. При обработке покрытий, содержащих оксид  $ZrO_2$ , электронным пучком с плотностью энергии  $7,5 \text{ Дж/см}^2$  на дифрактограмме наблюдаются слабые рефлексы фторида магния ( $MgF_2$ ), формирующегося в первые секунды процесса МДО в переходном оксидном слое покрытия. В покрытиях с частицами оксида  $TiO_2$  наблюдается кристаллическая фаза метасиликата магния ( $MgSiO_3$ ) в форме клиноэнстатита, образовавшаяся в результате плазмохимического взаимодействия компонентов электролита и вещества подложки (рис. 4):



Т а б л и ц а 1

Элементный состав покрытий в зависимости от плотности энергии НСЭП  
 Table 1. Elemental composition of coatings in relation to LENCEB energy density

Элемент	Содержание, %, основных элементов при плотности энергии, Дж/см <sup>2</sup> , для оксида							
	ZrO <sub>2</sub>				TiO <sub>2</sub>			
	0	2,5	5,0	7,5	0	2,5	5,0	7,5
O	64,4 ± 0,9	64,5 ± 0,8	64,5 ± 1,1	33,3 ± 0,9	64,3 ± 0,8	59,7 ± 1,2	63,4 ± 0,8	65,2 ± 1,4
Mg	17,9 ± 0,8	16,7 ± 0,5	16,3 ± 0,9	58,6 ± 1,3	15,0 ± 0,4	12,7 ± 0,8	13,2 ± 0,5	14,2 ± 0,7
Si	13,9 ± 0,5	15,1 ± 0,6	15,9 ± 0,8	7,9 ± 0,3	18,1 ± 0,9	24,8 ± 0,7	21,0 ± 0,5	18,6 ± 0,4
Zr	3,8 ± 0,2	3,7 ± 0,2	3,3 ± 0,8	0,2 ± 0,05	–	–	–	–
Ti	–	–	–	–	2,6 ± 0,2	2,8 ± 0,3	2,4 ± 0,3	2,0 ± 0,3

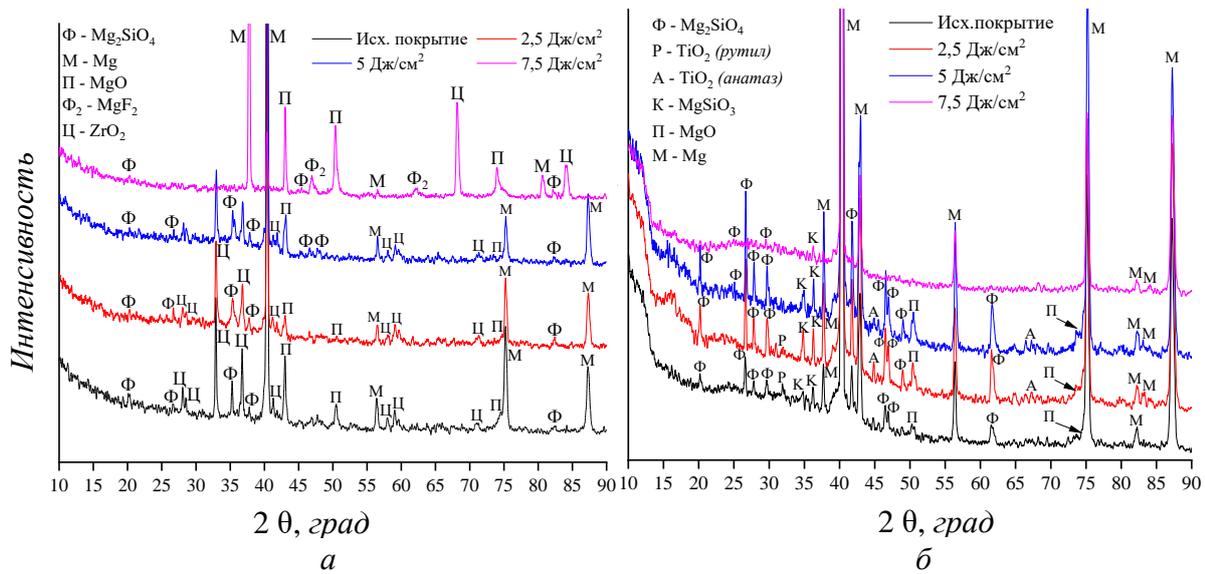


Рис. 4. Диффрактограммы покрытий с частицами оксидов ZrO<sub>2</sub> (а) и TiO<sub>2</sub> (б) до и после НСЭП-обработки с различной плотностью энергии электронного пучка  
 Fig. 4. Diffractograms of coatings with ZrO<sub>2</sub> (a) and TiO<sub>2</sub> (b) particles before and after LEHCEB treatment with different electron beam energy densities

Следует отметить наличие на рентгенограммах покрытий рефлексов от магниевой подложки.

Основной целью модификации поверхности исследуемых покрытий является улучшение их механической прочности и коррозионной стойкости. Для защитных покрытий наиболее показательной механической характеристикой является прочность адгезии покрытия к магниевой подложке. В настоящей работе рассматриваемый параметр оценивали методом скретч-тестирования. Проведенные исследования показали, что облучение покрытий с частицами оксида ZrO<sub>2</sub> способствует повышению их адгезионной прочности. Критическая нагрузка увеличивается от 9,5 (для

исходного покрытия) до 18 Н (для покрытия, подвергнутого НСЭП-обработке с плотностью энергии 7,5 Дж/см<sup>2</sup>) (рис. 5, а).

Для покрытий с оксидом TiO<sub>2</sub> наблюдается более сложная закономерность. Вследствие более плотной внутренней структуры покрытий с частицами оксида TiO<sub>2</sub> их адгезионная прочность изначально была значительно выше, чем для покрытий с частицами оксида ZrO<sub>2</sub>. Критическая нагрузка для исходного, необработанного покрытия с оксидом TiO<sub>2</sub> составляло 25,5 Н. Обработка поверхности рассматриваемых покрытий электронным пучком при плотности энергии 2,5 и 5,0 Дж/см<sup>2</sup> практически не сказывается на адгезионной прочности. Дальнейшее повышение плот-

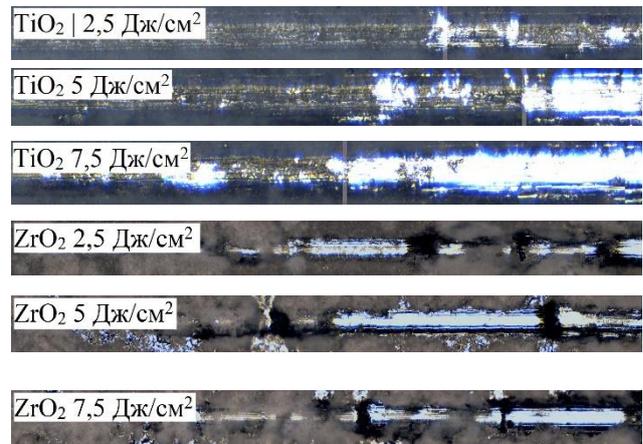
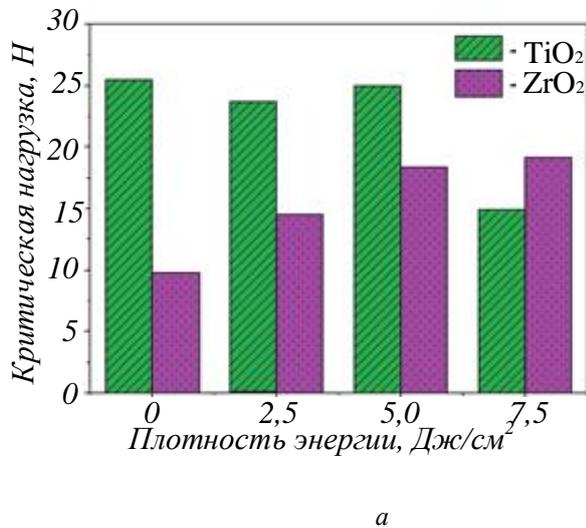


Рис. 5. Гистограммы зависимости критической нагрузки в зависимости от плотности энергии НСЭП (а), оптические микрофотографии треков после скретч-тестирования покрытий (б)

Fig. 5. Histograms of critical load versus LEHCEB energy density (a), optical micrographs of tracks after scratch testing of coatings (b)

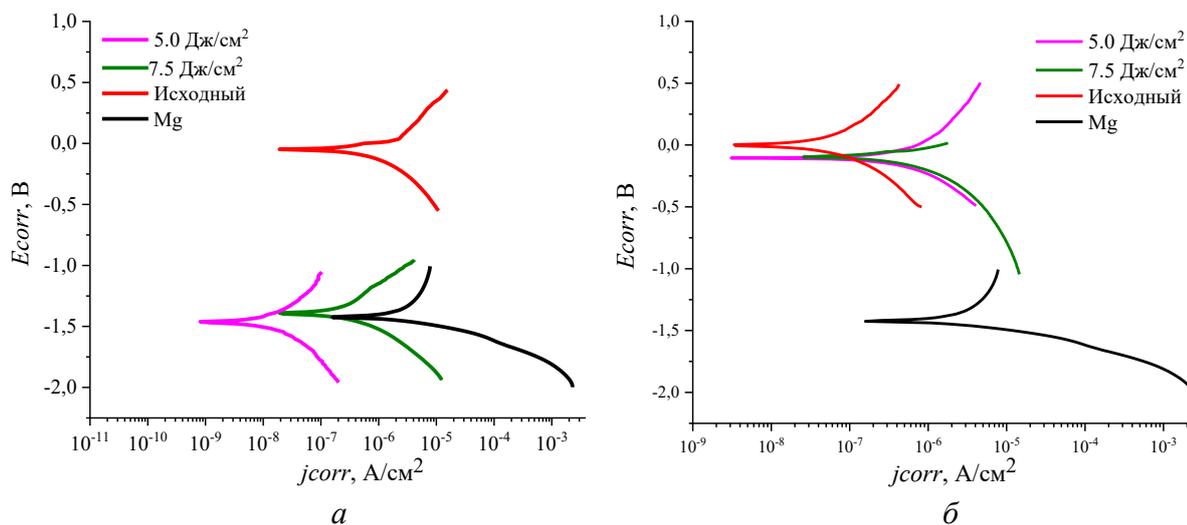


Рис. 6. Потенциодинамические кривые (кривые Тафеля) для образцов исходных и обработанных НСЭП покрытий  
Fig. 6. Potentiodynamic curves (Tafel curves) for the samples of initial and LENCEB-treated coatings

ности энергии до  $7,5 \text{ Дж/см}^2$  приводит к значительному снижению адгезионной прочности. Критическая нагрузка снижается до 15 Н.

Оптические микрофотографии треков, полученных во время испытаний, приведены на рис. 5, б. Видно, что треки всех видов покрытий характеризуются наличием двух четко отличимых зон: предварительного разрушения и полного отслоения покрытия. Для покрытий с частицами оксида  $\text{ZrO}_2$  эти зоны имеют прерывистый характер для всех значений плотности энергии электронного пучка. Это связано с более развитой морфологией рассматриваемого покрытия, а также с присутствием большего количества нерасплавленных частиц оксида циркония на их поверхности.

Для покрытий, содержащих оксид  $\text{TiO}_2$ , характер разрушения более однородный и последовательный. Покрытие с частицами оксида  $\text{TiO}_2$ , обработанное электронным пучком с плотностью энергии  $7,5 \text{ Дж/см}^2$ , отличается наименьшей адгезионной прочностью среди всех исследуемых в настоящей работе покрытий. Это связано с процессом коалесценции мелких пор в более крупные, а также с появлением большего количества сквозных пор, проникающих до подложки, в ходе НСЭП-обработки с высокой плотностью энергии электронного пучка.

Методом потенциодинамической поляризации были определены электрохимические параметры покрытий до и после обработки, а также исходного магниевых сплава. Анализ кривых Тафеля, полученных в ходе эксперимента, позволил установить, что для покрытий с оксидом  $\text{ZrO}_2$  обработка поверхности электронным пучком при всех значениях плотности энергии повышает их коррозионную стойкость (рис. 6, а). Плотность тока коррозии уменьшилась с  $7,53 \cdot 10^{-7}$  до

$1,12 \cdot 10^{-8} \text{ А/см}^2$ , в то время как значение поляризационного сопротивления повысилось с  $0,91 \cdot 10^4$  до  $5,84 \cdot 10^6 \text{ Ом}\cdot\text{см}^2$ . Обработка поверхности покрытий с частицами оксида  $\text{TiO}_2$  электронным пучком привела к снижению коррозионной стойкости, однако электрохимические параметры исходных покрытий рассматриваемого типа значительно превышали для покрытий с оксидом  $\text{ZrO}_2$ . Электрохимические характеристики исследуемых покрытий до и после обработки, а также исходного магниевых сплава приведены в табл. 2.

### Выводы

Рассмотрено влияние обработки поверхности биопокрытий для магниевых имплантатов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Исследовано влияние электронного облучения с различной плотностью энергии ( $2,5$ ,  $5,0$  и  $7,5 \text{ Дж/см}^2$ ) на морфологию, химический и фазовый составы, механические и коррозионные характеристики покрытий, синтезированных методом микродугового оксидирования в электролитах на основе диатомита ( $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ) и частиц оксидов  $\text{ZrO}_2$  или  $\text{TiO}_2$ .

По результатам проведенных исследований было установлено, что после НСЭП обработки морфология покрытий обоих видов претерпевает значительные изменения. С повышением плотности энергии электронного пучка рельеф покрытий становится менее выраженным, уменьшается количество усадочных микротрещин и нерасплавленных частиц оксидов циркония или титана. Следует отметить, что для покрытий с частицами оксида  $\text{ZrO}_2$  изменения являются гораздо более очевидными, так как рассматриваемые покрытия исходном, необлученном состоянии характеризуются более развитым рельефом и содержат

**Электрохимические характеристики образцов с покрытиями до и после  
НСЭП-обработки**

**Table 2. Electrochemical characteristics of samples with coatings before and after  
LENCEB-treatment**

Образец	$E_{corr}$ , В	$J_{corr}$ , А/см <sup>2</sup>	$R_p$ , Ω·см <sup>2</sup>
<i>Покрывтия с частицами ZrO<sub>2</sub></i>			
Сплав магния	-1,42	$1,05 \cdot 10^{-5}$	$1,70 \cdot 10^3$
Исходное покрытие	-0,03	$7,48 \cdot 10^{-7}$	$0,91 \cdot 10^4$
После обработки при 5,0 Дж/см <sup>2</sup>	-1,17	$1,05 \cdot 10^{-8}$	$5,77 \cdot 10^6$
После обработки при 7,5 Дж/см <sup>2</sup>	-1,39	$1,86 \cdot 10^{-7}$	$1,04 \cdot 10^5$
<i>Покрывтия с частицами TiO<sub>2</sub></i>			
Сплав магния	-1,42	$1,05 \cdot 10^{-5}$	$1,71 \cdot 10^3$
Исходное покрытие	-0,02	$4,01 \cdot 10^{-8}$	$1,65 \cdot 10^6$
После обработки при 5,0 Дж/см <sup>2</sup>	-0,11	$3,91 \cdot 10^{-7}$	$1,91 \cdot 10^5$
После обработки при 7,5 Дж/см <sup>2</sup>	-0,09	$2,31 \cdot 10^{-7}$	$1,54 \cdot 10^5$

большее количество нерасплавленных частиц и диатомовых фрустул по сравнению с покрытиями, содержащими оксид TiO<sub>2</sub>.

Схожие закономерности установлены и в результате исследования как механических, так и коррозионных свойств покрытий обоих видов. Облучение покрытий, содержащих ZrO<sub>2</sub>, способствовало повышению их адгезионной прочности и коррозионной стойкости, в то время как рассматриваемые параметры для покрытий с оксидом TiO<sub>2</sub> снизились в результате НСЭП обработки. Однако, необходимо отметить, что исходные покрытия с частицами оксида TiO<sub>2</sub> имели наибольшую степень адгезии к подложке и устойчивость к коррозионным процессам, что связано с более плотной и монолитной структурой рассматриваемого покрытий.

Различное воздействие обработки низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками на структуру и свойства покрытий с частицами оксидов ZrO<sub>2</sub> и TiO<sub>2</sub> объясняется различиями в теплофизических свойствах. Оксид TiO<sub>2</sub> характеризуется значительно более низкой температурой плавления и более высокой теплопроводностью. В результате воздействия НСЭП происходит плавление, сопровождающееся выделением газообразных продуктов, покрытие становится более пористым, что негативно сказывается на его прочностных и коррозионных свойствах.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Bairagi D., Mandal S. A comprehensive review on biocompatible Mg-based alloys as temporary orthopaedic implants: Current status, challenges, and future prospects. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2022;10(3):627–669. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.09.005>
- Niranjan C.A., Raghavendra T., Rao M.P., Sidharaju C., Gupta M., Jain V. K.S., Aishwarya R. Magnesium alloys as extremely promising alternatives for temporary orthopedic implants-A review. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2023;11(8):2688–2718. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.08.002>
- Venkateswarlu B., Sunil B. R., Kumar R. S. Magnesium based alloys and composites: Revolutionized biodegradable temporary implants and strategies to enhance their performance. *Materialia*. 2023;27:101680. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2023.101680>
- Uppal G., Thakur A., Chauhan A., Bala S. Magnesium based implants for functional bone tissue regeneration—A review. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2022;10(2):356–386.
- Shan Z., Xie X., Wu X., Zhuang S., Zhang C. Development of degradable magnesium-based metal implants and their function in promoting bone metabolism (A review). *Journal of Orthopaedic Translation*. 2022;36:184–193. <https://doi.org/10.1016/j.jot.2022.09.013>
- Dong J., Lin T., Shao H., Wang H., Wang X., Song K., Li Q. Advances in degradation behavior of biomedical magnesium alloys: A review. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;908:164600. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164600>
- Gonzalez J., Lamaka S. V., Mei D., Scharnagl N., Feyerabend F., Zheludkevich M. L., Willumeit-Römer R. Mg biodegradation mechanism deduced from the local surface environment under

- simulated physiological conditions. *Advanced Healthcare Materials*. 2021;10(13):2100053. <https://doi.org/10.1002/adhm.202100053>
8. Al Alawi A. M., Al Badi A., Al Huraizi A., Falhammar H. Magnesium: The recent research and developments. *Advances in Food and Nutrition Research*. 2021;96:193–218. <https://doi.org/10.1016/bs.afnr.2021.01.001>
  9. Fiorentini D., Cappadone C., Farruggia G., Prata C. Magnesium: biochemistry, nutrition, detection, and social impact of diseases linked to its deficiency. *Nutrients*. 2021;13(4):1136. <https://doi.org/10.3390/nu13041136>
  10. Mathew A., Hassan H. W., Korostynska O., Westad F., Mota-Silva E., Menichetti L., Mirtaheri P. In Vivo Analysis of a Biodegradable Magnesium Alloy Implant in an Animal Model Using Near-Infrared Spectroscopy. *Sensors*. 2023;23(6):3063. <https://doi.org/10.3390/s23063063>
  11. Kawamura N., Nakao Y., Ishikawa R., Tsuchida D., Iijima M. Degradation and biocompatibility of AZ31 magnesium alloy implants in vitro and in vivo: a micro-computed tomography study in rats. *Materials*. 2020;13(2):473. <https://doi.org/10.3390/ma13020473>
  12. Rogov A.B., Huang Y., Shore D., Matthews A., Yerokhin A. Toward rational design of ceramic coatings generated on valve metals by plasma electrolytic oxidation: The role of cathodic polarization. *Ceramics International*. 2021;47(24):34137–34158. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.08.324>
  13. Simchen F., Sieber M., Mehner T., Lampke T. Characterisation Method of the Passivation Mechanisms during the pre-discharge Stage of Plasma Electrolytic Oxidation indicating the Mode of Action of Fluorides in PEO of Magnesium. *Coatings*. 2020;10(10):965. <https://doi.org/10.3390/coatings10100965>
  14. Dudareva N.Y., Gallyamova R.F., Deev V.B., Kolomeichenko A.V. Features of Coating Formation by Micro-Arc Oxidation on High-Silicon Aluminum Alloy. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2022;16(6):1301–1307. <https://doi.org/10.1134/S1027451022060350>
  15. Tang H., Wang M., Zhu B., He L. Growth process and dielectric breakdown of micro arc oxidation coating on AZ31 Mg alloy pretreated by alkali treatment. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2020;56:156–163. <https://doi.org/10.1134/S2070205120010244>
  16. Bavva Devi K., Nandi S. K., Roy M. Magnesium silicate bioceramics for bone regeneration: a review. *Journal of the Indian Institute of Science*. 2019;99:261–288. <https://doi.org/10.1007/s41745-019-00119-7>
  17. Sedelnikova M., Bakina O., Ugodchikova A., Tolkacheva T., Khimich M., Uvarkin P., Kashin A., Miller A., Egorkin V., Schmidt J., Sharkeev Y. The Role of Microparticles of  $\beta$ -TCP and Wollastonite in the Creation of Biocoatings on Mg0.8Ca Alloy. *Metals*. 2022;12(10):1647. <https://doi.org/10.3390/met12101647>
  18. Zadehnajar P., Mirmusavi M. H., Soleymani Eil Bakhtiari S., Bakhsheshi-Rad H. R., Karbasi S., RamaKrishna S., Berto F. Recent advances on akermanite calcium-silicate ceramic for biomedical applications. *International Journal of Applied Ceramic Technology*. 2021;18(6):1901–1920. <https://doi.org/10.1111/ijac.13814>
  19. Baghdadabad D.M., Baghdadabad A.R.M., Khoei S.M.M. Characterization of bioactive ceramic coatings synthesized by plasma electrolyte oxidation on AZ31 magnesium alloy having different  $\text{Na}_2\text{SiO}_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  concentration. *Materials Today Communications*. 2020;25:101642. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101642>
  20. Kashin A.D., Sedelnikova M.B., Chebodaeva V.V., Uvarkin P.V., Luginin N.A., Dvilis E.S., Kazmina O.V., Sharkeev Yu.P., Khlusov I.A., Miller A.A., Bakina O.V. Diatomite-based ceramic biocoating for magnesium implants. *Ceramics International*. 2022;48(19):28059–28071. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.06.111>
  21. Fattah-alhosseini A., Babaei K., Molaei M. Plasma electrolytic oxidation (PEO) treatment of zinc and its alloys: A review. *Surfaces and Interfaces*. 2020;18:100441. <https://doi.org/10.1016/j.surfin.2020.100441>
  22. Zahajská P., Opfergelt S., Fritz S. C., Stadmark J., Conley, D. What is diatomite? *Quaternary Research*. 2020;96:48–52. <https://doi.org/10.1017/qua.2020.14>
  23. Kashin A.D., Sedelnikova M.B., Uvarkin P.V., Ugodchikova A.V., Luginin N.A., Sharkeev Y.P., Khimich M.A., Bakina O.V. Functionalizing Diatomite-Based Micro-Arc Coatings for Orthopedic Implants: Influence of  $\text{TiO}_2$  Addition. *Biomimetics*. 2023;8(3):280. <https://doi.org/10.3390/biomimetics8030280>
  24. Озур Г.Е., Проскуровский Д. *Источники низкоэнергетических сильноточных электронных пучков с плазменным анодом*. Новосибирск: Изд-во Сибирского отделения РАН, 2018:173. <https://doi.org/10.15372/Sources2018OGE>
  25. Ротштейн В.П., Проскуровский Д., Озур Г.Е., Иванов Ю.Ф. *Модификация поверхностных слоев металлических материалов низкоэнергетическими сильноточными электронными*

пучками. Новосибирск: Новосибирское отделение издательства «Наука», 2019:348. <https://doi.org/10.7868/978-5-02-038809-3>

26. Sedelnikova M.B., Kashin A.D., Bakina O.V., Uvarkin P.V., Luginin N.A., Sharkeev Y.P., Khimich M.A., Kazmina O.V., Dvilis E.S., Ivanov K.V. Surface Modification of Diatomite-Based Micro-Arc Coatings for Magnesium Implants Using a Low-Energy High-Current Electron Beam Processing Technique. *Metals*. 2024;14(2):248. <https://doi.org/10.3390/met14020248>
27. Sedelnikova M.B., Kashin A.D., Uvarkin P.V., Tolmachev A.I., Sharkeev Y.P., Ugodchikova A.V., Luginin N.A., Bakina O.V. Porous bio-coatings based on diatomite with incorporated ZrO<sub>2</sub> particles for biodegradable magnesium implants. *Journal of Functional Biomaterials*. 2023;14(5):241. <https://doi.org/10.3390/jfb14050241>

#### REFERENCES

- Bairagi D., Mandal S. A comprehensive review on biocompatible Mg-based alloys as temporary orthopaedic implants: Current status, challenges, and future prospects. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2022;10(3):627–669. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.09.005>
- Niranjan C.A., Raghavendra T., Rao M.P., Sidharaju C., Gupta M., Jain V. K.S., Aishwarya R. Magnesium alloys as extremely promising alternatives for temporary orthopedic implants—A review. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2023;11(8):2688–2718. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.08.002>
- Venkateswarlu B., Sunil B. R., Kumar R. S. Magnesium based alloys and composites: Revolutionized biodegradable temporary implants and strategies to enhance their performance. *Materialia*. 2023;27:101680. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2023.101680>
- Uppal G., Thakur A., Chauhan A., Bala S. Magnesium based implants for functional bone tissue regeneration—A review. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2022;10(2):356–386.
- Shan Z., Xie X., Wu X., Zhuang S., Zhang C. Development of degradable magnesium-based metal implants and their function in promoting bone metabolism (A review). *Journal of Orthopaedic Translation*. 2022;36:184–193. <https://doi.org/10.1016/j.jot.2022.09.013>
- Dong J., Lin T., Shao H., Wang H., Wang X., Song K., Li Q. Advances in degradation behavior of biomedical magnesium alloys: A review. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;908:164600. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164600>
- Gonzalez J., Lamaka S. V., Mei D., Scharnagl N., Feyerabend F., Zheludkevich M. L., Willumeit-Römer R. Mg biodegradation mechanism deduced from the local surface environment under simulated physiological conditions. *Advanced Healthcare Materials*. 2021;10(13):2100053. <https://doi.org/10.1002/adhm.202100053>
- Al Alawi A. M., Al Badi A., Al Huraizi A., Falhammar H. Magnesium: The recent research and developments. *Advances in Food and Nutrition Research*. 2021;96:193–218. <https://doi.org/10.1016/bs.afnr.2021.01.001>
- Fiorentini D., Cappadone C., Farruggia G., Prata C. Magnesium: biochemistry, nutrition, detection, and social impact of diseases linked to its deficiency. *Nutrients*. 2021;13(4):1136. <https://doi.org/10.3390/nu13041136>
- Mathew A., Hassan H. W., Korostynska O., Westad F., Mota-Silva E., Menichetti L., Mirtaheri P. In Vivo Analysis of a Biodegradable Magnesium Alloy Implant in an Animal Model Using Near-Infrared Spectroscopy. *Sensors*. 2023;23(6):3063. <https://doi.org/10.3390/s23063063>
- Kawamura N., Nakao Y., Ishikawa R., Tsuchida D., Iijima M. Degradation and biocompatibility of AZ31 magnesium alloy implants in vitro and in vivo: a micro-computed tomography study in rats. *Materials*. 2020;13(2):473. <https://doi.org/10.3390/ma13020473>
- Rogov A.B., Huang Y., Shore D., Matthews A., Yerokhin A. Toward rational design of ceramic coatings generated on valve metals by plasma electrolytic oxidation: The role of cathodic polarization. *Ceramics International*. 2021;47(24):34137–34158. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.08.324>
- Simchen F., Sieber M., Mehner T., Lampke T. Characterisation Method of the Passivation Mechanisms during the pre-discharge Stage of Plasma Electrolytic Oxidation indicating the Mode of Action of Fluorides in PEO of Magnesium. *Coatings*. 2020;10(10):965. <https://doi.org/10.3390/coatings10100965>
- Dudareva N.Y., Gallyamova R.F., Deev V.B., Kolomeichenko A.V. Features of Coating Formation by Micro-Arc Oxidation on High-Silicon Aluminum Alloy. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2022;16(6):1301–1307. <https://doi.org/10.1134/S1027451022060350>
- Tang H., Wang M., Zhu B., He L. Growth process and dielectric breakdown of micro arc oxidation coating on AZ31 Mg alloy pretreated by alkali treatment. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2020;56:156–163. <https://doi.org/10.1134/S2070205120010244>

16. Bavya Devi K., Nandi S. K., Roy M. Magnesium silicate bioceramics for bone regeneration: a review. *Journal of the Indian Institute of Science*. 2019;99:261–288.  
<https://doi.org/10.1007/s41745-019-00119-7>
17. Sedelnikova M., Bakina O., Ugodchikova A., Tolkacheva T., Khimich M., Uvarkin P., Kashin A., Miller A., Egorkin V., Schmidt J., Sharkeev Y. The Role of Microparticles of  $\beta$ -TCP and Wollastonite in the Creation of Biocoatings on Mg0.8Ca Alloy. *Metals*. 2022;12(10):1647.  
<https://doi.org/10.3390/met12101647>
18. Zadehnajar P., Mirmusavi M. H., Soleymani Eil Bakhtiari S., Bakhsheshi-Rad H. R., Karbasi S., RamaKrishna S., Berto F. Recent advances on akermanite calcium-silicate ceramic for biomedical applications. *International Journal of Applied Ceramic Technology*. 2021;18(6):1901–1920.  
<https://doi.org/10.1111/ijac.13814>
19. Baghdadabad D.M., Baghdadabad A.R.M., Khoei S.M.M. Characterization of bioactive ceramic coatings synthesized by plasma electrolyte oxidation on AZ31 magnesium alloy having different  $\text{Na}_2\text{SiO}_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  concentration. *Materials Today Communications*. 2020;25:101642.  
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101642>
20. Kashin A.D., Sedelnikova M.B., Chebodaeva V.V., Uvarkin P.V., Luginin N.A., Dvilis E.S., Kazmina O.V., Sharkeev Yu.P., Khlusov I.A., Miller A.A., Bakina O.V. Diatomite-based ceramic biocoating for magnesium implants. *Ceramics International*. 2022;48(19):28059–28071.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.06.111>
21. Fattah-alhosseini A., Babaei K., Molaei M. Plasma electrolytic oxidation (PEO) treatment of zinc and its alloys: A review. *Surfaces and Interfaces*. 2020;18:100441.  
<https://doi.org/10.1016/j.surfin.2020.100441>
22. Zahajská P., Opfergelt S., Fritz S. C., Stadmark J., Conley, D. What is diatomite? *Quaternary Research*. 2020;96:48–52.  
<https://doi.org/10.1017/qua.2020.14>
23. Kashin A.D., Sedelnikova M.B., Uvarkin P.V., Ugodchikova A.V., Luginin N.A., Sharkeev Y.P., Khimich M.A., Bakina O.V. Functionalizing Diatomite-Based Micro-Arc Coatings for Orthopedic Implants: Influence of  $\text{TiO}_2$  Addition. *Biomimetics*. 2023;8(3):280.  
<https://doi.org/10.3390/biomimetics8030280>
24. Ozur G.E., Proskurovskii D. *Sources of low-energy high-current electron beams with a plasma anode*. Novosibirsk: Izdatel'stvo Sibirskogo otdeleniya RAN, 2018:173. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.15372/Sources2018OGE>
25. Rotshtein V.P., Proskurovskii D., Ozur G.E., Ivanov Yu.F. *Modification of surface layers of metallic materials by low-energy high-current electron beams*. Novosibirsk: Novosibirskoe otdelenie izdatel'stva «Nauka», 2019:348. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.7868/978-5-02-038809-3>
26. Sedelnikova M.B., Kashin A.D., Bakina O.V., Uvarkin P.V., Luginin N.A., Sharkeev Y.P., Khimich M.A., Kazmina O.V., Dvilis E.S., Ivanov K.V. Surface Modification of Diatomite-Based Micro-Arc Coatings for Magnesium Implants Using a Low-Energy High-Current Electron Beam Processing Technique. *Metals*. 2024;14(2):248.  
<https://doi.org/10.3390/met14020248>
27. Sedelnikova M.B., Kashin A.D., Uvarkin P.V., Tolmachev A.I., Sharkeev Y.P., Ugodchikova A.V., Luginin N.A., Bakina O.V. Porous biocoatings based on diatomite with incorporated  $\text{ZrO}_2$  particles for biodegradable magnesium implants. *Journal of Functional Biomaterials*. 2023;14(5):241.  
<https://doi.org/10.3390/jfb14050241>

**Сведения об авторах**

**Александр Данилович Кашин**, инженер лаборатории физики наноструктурных биоконпозитов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
**E-mail:** kash@ispms.ru  
**ORCID:** 0000-0003-1860-3654  
**SPIN-код:** 8374-9172

**Мария Борисовна Седельникова**, д.т.н., доцент, старший научный сотрудник лаборатории физики наноструктурных биоконпозитов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
**E-mail:** mariyased@ispms.ru  
**ORCID:** 0000-0002-5741-6053  
**SPIN-код:** 1982-5589

**Маргарита Андреевна Химич**, научный сотрудник лаборатории нанобиоинженерии, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
**E-mail:** khimich@ispms.ru  
**ORCID:** 0000-0001-5859-7418  
**SPIN-код:** 2785-2322

**Павел Викторович Уваркин**, ведущий технолог лаборатории физики наноструктурных биоконпозитов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
**E-mail:** uvarkin@ispms.ru  
**ORCID:** 0000-0003-1169-3765  
**SPIN-код:** 4944-4711

**Никита Андреевич Лугинин**, инженер лаборатории физики наноструктурных биоконпозитов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
**E-mail:** nikishek90@ispms.ru  
**ORCID:** 0000-0001-6504-8193  
**SPIN-код:** 3820-6600

**Константин Вениаминович Иванов**, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник лаборатории физики консолидации порошковых материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

**E-mail:** ikv@ispms.ru

**ORCID:** 0000-0002-8003-271X

**SPIN-код:** 4432-8819

**Information about the authors:**

**Alexander D. Kashin**, Engineer, Laboratory of Physics of Nanostructured Biocomposites, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

**E-mail:** kash@ispms.ru

**ORCID:** 0000-0003-1860-3654

**SPIN-код:** 8374-9172

**Maria B. Sedelnikova**, Dr. Sci. (Eng.), Associate Professor, Senior Researcher Laboratory of Physics of Nanostructured Biocomposites, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

**E-mail:** mariyased@ispms.ru

**ORCID:** 0000-0002-5741-6053

**SPIN-код:** 1982-5589

**Margarita A. Khimich**, Research Associate Laboratory of Nanobioengineering, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

**E-mail:** khimich@ispms.ru

**ORCID:** 0000-0001-5859-7418

**SPIN-код:** 2785-2322

**Pavel V. Uvarkin**, Lead Tech, Laboratory of Physics of Nanostructured Biocomposites, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

**E-mail:** uvarkin@ispms.ru

**ORCID:** 0000-0003-1169-3765

**SPIN-код:** 4944-4711

**Nikita A. Luginin**, engineer, Laboratory of Physics of Nanostructured Biocomposites, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

**E-mail:** nikishek90@ispms.ru

**ORCID:** 0000-0001-6504-8193

**SPIN-код:** 3820-6600

**Konstantin V. Ivanov**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Leading Researcher, Laboratory of Physics of Consolidation of Powder Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

**E-mail:** ikv@ispms.ru

**ORCID:** 0000-0002-8003-271X

**SPIN-код:** 4432-8819

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

*The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 14.11.2024

После доработки 22.11.2024

Принята к публикации 29.11.2024

Received 14.11.2024

Revised 22.11.2024

Accepted 29.11.2024