

## ЭЛЕКТРОТЕХНОЛОГИЯ И ЭЛЕКТРОФИЗИКА (ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ) (2.4.4)

УДК 621.365.52, 621.9.048.4

DOI: 10.24160/1993-6982-2023-5-35-47

### Индукционно-термическая обработка танталосодержащего покрытия, сформированного на техническом титане электроискровым легированием

М.А. Фомина, В.А. Кошуро, А.А. Фомин

Танталосодержащие покрытия сформированы на образцах из технического титана электроискровым легированием при постоянном токе (*DC*-режим) 5 А ( $\pm 2\%$ ), длительности импульса — 100 мс (при амплитуде не более 0,2 мм) и энергии единичных импульсов — 7,5...8,0 Дж. В результате были созданы слои толщиной 25...40 мкм. Индукционно-термическую обработку титановых основ с покрытиями проводили в воздушной среде при токе индуктора 2,0...3,2 кА и потребляемой мощности 0,16...0,29 кВт, что обеспечивало нагрев экспериментальных образцов до 780...1150 °С. Длительность выдержки составила 30 и 120 с. Термическая модификация при температурах 780...800 и 1000...1150 °С понизила поверхностную открытую пористость с 51 до 42%. Индукционная обработка позволила сформировать на поверхности танталосодержащих слоев наноразмерные зерна и поры со средним размером  $D_G = 30 \pm 5$  нм и  $DP = 80 \pm 16$  нм. Размер структурных элементов зависел от температуры и длительности термической модификации. Исходные электроискровые покрытия характеризуются наличием в составе тантала ( $1,38 \pm 0,27$  ат.%), азота ( $7,40 \pm 5,17$  ат.%), кислорода ( $33,99 \pm 12,44$  ат.%) и титана ( $57,23 \pm 7,68$  ат.%). Индукционно-термическая обработка привела к удалению из электроискровых слоев азота и повышению содержания кислорода до  $67,20 \pm 2,60$  ат.% с образованием, вероятно, монооксидов и пентаоксидов тантала. Микротвердость исходных танталовых покрытий составила  $H = 20,48 \pm 6,22$  ГПа. Низкотемпературная обработка способствовала повышению микротвердости поверхности до  $H = 25\text{--}34$  ГПа. При температуре  $T = 950\text{--}970$  °С микротвердость поверхности Ti-Ta-O достигла максимума около  $H = 48\text{--}60$  ГПа, что соответствует уровню сверхтвердых материалов. Термически обработанные покрытия отличались равномерным распределением твердости по сечению. Значение поверхностной твердости плавно снизилось до границы «покрытие—металл» и дальше до 25...40 мкм вглубь титана. На глубине 100...120 мкм от поверхности она достигла величин, соответствующих исходному титану. На основе полученных данных построены регрессионные модели, описывающие влияние температуры и длительности обработки на микротвердость поверхности формируемых слоев, а также содержание тантала.

**Ключевые слова:** титан, танталосодержащее покрытие, электроискровое нанесение, индукционно-термическая обработка, сверхтвердое покрытие.

**Для цитирования:** Фомина М.А., Кошуро В.А., Фомин А.А. Индукционно-термическая обработка танталосодержащего покрытия, сформированного на техническом титане электроискровым легированием // Вестник МЭИ. 2023. № 5. С. 35—47. DOI: 10.24160/1993-6982-2023-5-35-47.

### Induction Heat Treatment of a Tantalum-Containing Coating Produced on Commercial Titanium by Electrospark Alloying

M.A. Fomina, V.A. Koshuro, A.A. Fomin

Tantalum-containing coatings were made on commercial titanium samples by electrospark alloying at a direct current (*DC*-mode) of 5 A ( $\pm 2\%$ ), a pulse duration of 100 ms (with an amplitude of not more than 0.2 mm) and a single pulse energy of 7.5– 8.0 J. As a result, layers with a thickness of 25–40  $\mu\text{m}$  were produced. Induction heat treatment of titanium bases with coatings was carried out in air at an inductor

current of 2.0–3.2 kA and consumed power of 0.16–0.29 kW, with which the experimental samples were heated to 780–1150 °C. The exposure time was 30 and 120 s. Thermal modification at temperatures of 780–800 and 1000–1150 °C caused the surface open porosity to decrease from 51 to 42%. Induction treatment made it possible to produce nanosized grains and pores on the surface of tantalum-containing layers with the average size  $D_g = 30 \pm 5$  nm and  $D_p = 80 \pm 16$  nm, respectively. The size of structural elements depended on the thermal modification temperature and duration. The initial electrospark coatings were characterized by the presence of tantalum ( $1.38 \pm 0.27$  at. %), nitrogen ( $7.40 \pm 5.17$  at. %), oxygen ( $33.99 \pm 12.44$  at. %), and titanium ( $57.23 \pm 7.68$  at. %). As a result of induction heat treatment, nitrogen was removed from the electrospark layers, and the oxygen content was increased to  $67.20 \pm 2.60$  at. % with, probably, the formation of tantalum monoxides and pentoxides. The microhardness of the initial tantalum coatings was  $H = 20.48 \pm 6.22$  GPa. Low-temperature treatment contributed to an increase in the surface microhardness to  $H = 25$ –34 GPa. At temperature  $T = 950$ –970 °C, the microhardness of the Ti–Ta–O surface reached a maximum at about  $H = 48$ –60 GPa, which corresponds to the level of superhard materials. The thermally treated coatings were characterized by a uniform distribution of hardness over the cross section. The surface hardness value decreased gradually to the coating–metal boundary and further down to 25–40  $\mu$ m to inside of the titanium. At a depth of 100–120  $\mu$ m from the surface, the hardness reached values corresponding to the initial titanium. On the basis of the data obtained, regression models have been constructed, which describe the effect of temperature and treatment duration on the surface microhardness of the produced layers, as well as the tantalum content.

**Key words:** titanium, tantalum-containing coating, electrospark deposition, induction-heat treatment, superhard coating.

**For citation:** Fomina M.A., Koshuro V.A., Fomin A.A. Induction Heat Treatment of a Tantalum-Containing Coating Produced on Commercial Titanium by Electrospark Alloying. Bulletin of MPEI. 2023;5:35–47. (in Russian). DOI: 10.24160/1993-6982-2023-5-35-47.

## Введение

В настоящее время примерно 5% производимого в мире тантала расходуется при производстве изделий медицинского назначения, остальной металл идет на нужды электротехнической, электровакуумной и химической промышленности, а также металлургии [1]. Из компактного и пористого материала изготавливают имплантируемые конструкции, характеризующиеся высокой биосовместимостью [2, 3].

Интенсивно проводятся клинические исследования танталовых дентальных имплантатов. Известны и широко применяются при восстановлении костной ткани и фиксации эндопротезов пористые блоки (скаффолды и ацетабулярные компоненты), характеризующиеся сквозной пористостью до 67%, наличием пор, образующих взаимосвязанную трехмерную сетчатую структуру. Результаты изучения биосовместимости показывают, что подобные конструкции значительно способствуют пролиферации остеобластов [4 — 7].

Высокая стоимость тантала ограничивает его применение при производстве цельных изделий, поэтому интенсивно ведутся исследовательские работы, посвященные формированию танталосодержащих (металлических, карбидных, нитридных и оксидных) биосовместимых и/или износостойких покрытий. Металлические слои формируют на титановых элементах эндопротезов (сплавы Ti6Al4V или ВТ6) микроплазменным распылением танталовой проволоки диаметром 0,3 мм при токе плазматрона 35...45 А с дистанции 80 мм. Полученные покрытия характеризуются толщиной до 500 мкм, наличием пор размерами от 20 до 200 мкм при общей поверхностной пористости 8,8...11,0% и микротвердостью до  $851 \pm 30$  HV<sub>1,96</sub> ( $8,4 \pm 0,3$  ГПа) [8]. Танталовые тонкие слои предлагается формировать методами химического газофазного осаждения (CVD) при температуре от 400 °C [9, 10].

На практике чаще применяют технологии магнетронного напыления, позволяющие получать металлические пленки толщиной от 1 нм [11]. Применительно к титановым имплантируемым конструкциям, устанавливаемым без фиксирующего клея, танталовые покрытия отличаются низкими значениями твердости и износостойкости, поскольку костная ткань характеризуется 150...1000 HV (1,5...9,8 ГПа) [12]. Следовательно, слои с высокими механическими свойствами рациональнее формировать из более механически прочных биосовместимых соединений тантала.

Слои карбида тантала TaC толщиной до 2 мкм получают на поверхности медицинского титанового сплава Ti6Al4V с помощью DC-реактивного распыления танталовой мишени в среде CH<sub>4</sub> при давлении 0,8 Па, токе 0,3 А и напряжении 80 В [13]. Максимальная твердость карбидного слоя достигает 36 ГПа. Полученная композиционная структура не токсична, отличается клеточной совместимостью и обладает достаточной износостойкостью для применения в подвижных соединениях компонентов эндопротеза тазобедренного сустава. Внедрение в TaC слоев азота позволяет создать композиционную TaC<sub>x</sub>N<sub>y</sub> пленку, характеризующуюся высокой твердостью (>31 ГПа) и повышенной износостойкостью [14]. Повышению износо- и коррозионной стойкости, снижению коэффициента трения поверхности способствует образование тонкого слоя нестехиометрического оксида тантала TaO<sub>x</sub>, пентаоксида тантала Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> и фазы Магнели TaO<sub>x</sub> [15].

Слои, состоящие из оксидов тантала, формируют на титане химическим осаждением или вакуумным напылением. Пентаоксид тантала, осажденный на титане гидролизом бутаоксида тантала в течение 10 мин, отличается наличием наноразмерных пор, высокой смачиваемостью и биосовместимостью [16]. Аналогичные по составу оксидные слои формируют вакуумно-конденсационными методами осаждения (PVD-

методами). Покрытия приобретают высокую твердость за счет диффузии кислорода при последующей термической обработке. Например, проведение отжига при 350...650 °С в течение 30...120 мин с использованием кислорода при давлении  $5 \cdot 10^{-6}$  бар позволяет двукратно увеличить микротвердость *PVD*-слоев [17]. Магнетронное распыление используют для формирования поверхностной системы «Ta-O» в виде тонкой пленки. Танталовое покрытие осаждают на титановом сплаве Ti6Al4V в присутствии кислорода, при подогреве основы до 100...220 °С. Полученные слои обладают умеренной адгезией при твердости около 540 HV и толщине около 1,7...5,0 мкм [18].

Повсеместно применяемые для формирования структур «Ti-Ta», «Ti-Ta-O» *CVD*- и *PVD*-методы отличаются малой производительностью, сложностью селективной обработки поверхности, малой пористостью и толщиной формируемых покрытий. Возможным решением является использование более производительных и технологически простых методов формирования пористых слоев, например, газотермического напыления или электроискрового легирования [8, 19] с последующей модификацией.

Технологии газотермического напыления характеризуются высокой производительностью, необходимостью использования масок для формирования локальных покрытий, низкими значениями адгезионно-когезионной прочности формируемых слоев. Обработка плазмой импульсных электрических разрядов, в частности, электроискровое легирование (ЭИЛ), отличается от газотермических методов напыления меньшей производительностью и возможностью локальной обработки. Параметры структуры покрытий регулируются за счет применения инструментов-электродов различного типа (вибрационных или вращающихся) и изменения основных технологических параметров, к которым относятся: рабочий ток, энергия единичного импульса, диаметр электрода, скорость перемещения инструмента относительно обрабатываемой поверхности изделия, частота колебаний. Состав формируемых слоев обусловлен проводящим материалом электрода. Так, биосовместимые покрытия толщиной до 30 мкм с многокомпонентным составом, высокими параметрами шероховатости ( $Ra = 3,7...6,1$  мкм) и твердости (7...11 ГПа) получают импульсным электроискровым нанесением [19]. Используемые электроды представляют собой композиционную структуру из различных керамических материалов  $TiC-CaO-Ti_3PO_{(x)}$  и  $TiC-CaO-Ti_3PO_{(x)}-Ag_2Ca$  [19, 20]. Высокие значения адгезионно-когезионной прочности достигаются за счет формирования переходного слоя между материалами покрытия и основы [21]. Последующая термическая обработка значительно повышает коррозионную стойкость и механические свойства формируемых ЭИЛ слоев [22].

Одним из широко применяемых методов модификации металлов является индукционно-термическая обработка (ИТО), позволяющая проводить термические

и химико-термические (азотирование, цементацию, оксидирование) процессы [23, 24]. Данный метод эффективен для упрочнения и повышения твердости не только титана, но и танталосодержащих покрытий [25]. Имеются предварительные данные по исследованию состава, структуры, твердости и модуля упругости танталосодержащих слоев, сформированных на титане ЭИЛ при постоянном токе от 1,0 до 2,5 А, энергии единичного импульса 2,2...5,5 Дж и модифицированных ИТО при температуре 800 °С с выдержкой до 300 с [26].

Цель настоящей работы — исследование влияния условий ИТО, а именно, тока индуктора (воздействует на динамику нагрева и температуру обрабатываемого изделия) и длительности обработки на элементный состав, микро- и наноструктуру, а также микротвердость предварительно сформированных ЭИЛ слоями.

### Методология

Экспериментальные образцы представляли собой диски диаметром 15 мм, толщиной 2 мм, изготовленные из технического титана марки ВТ1-0. Поверхность под нанесение покрытия подвергали шлифованию с использованием абразивной бумаги (зернистостью от Р600 до Р1000) до формирования шероховатости  $Ra = 0,16...0,32$  мкм.

Для проведения процесса ЭИЛ образцы фиксировали через осевое отверстие диаметром 3,5 мм титановым винтом на массивной металлической пластине (рис. 1, а, в). Точное позиционирование и перемещение (3D) колебательной системы для обработки кругового сегмента на поверхности титана осуществляли аппаратным комплексом портального типа с числовым программным управлением (ЧПУ) (см. рис. 1, б). Процесс электроискрового нанесения тантала проводили с помощью лабораторной установки при постоянном токе (*DC*-режим) 5 А ( $\pm 2\%$ ), длительности импульса — 100 мс (при амплитуде не более 0,2 мм) и энергии единичных импульсов — 7,5...8,0 Дж. Указанные режимы обеспечивали стабильный массоперенос и формирование слоя толщиной  $30 \pm 5$  мкм/см<sup>2</sup>×мин. Рабочий электрод был изготовлен из проволоки тантала высокой чистоты марки «ТВЧ» (Ta — 99,95 вес.%) диаметром 3 мм. Вершина электрода выполнена в виде конуса с радиусом скругления 0,2...0,3 мм.

Термическая модификация образцов с покрытиями проходила в воздушной среде с использованием установки индукционного нагрева «ВЧ-15А» при атмосферном давлении, токе индуктора от 2,0 до 3,2 кА ( $\pm 0,1$  кА), частоте тока индуктора 88 кГц ( $\pm 2,5\%$ ), продолжительности нагрева до заданной температуры 5...7 с. Скорость охлаждения не превышала 25...30 °С/с (в активной зоне трехвиткового индуктора при мощности < 0,16 кВт). Продолжительность обработки — 30 и 120 с. Указанные режимы обеспечивали нагрев титановых основ до 780...1150 °С (табл. 1). Температуру нагрева контролировали с помощью тепловизора «Ti-400» («FLUKE»).

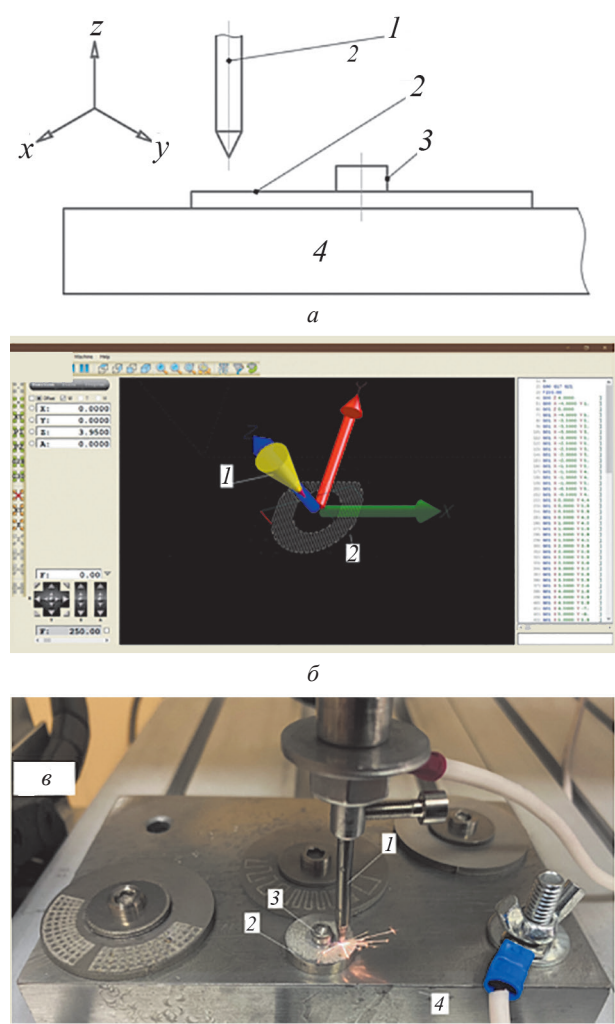


Рис. 1. Схема процесса электроискрового нанесения (а), окно программы управления (ЧПУ) процессом передвижения рабочего электрода в трехкоординатном (3D) пространстве (б) и компоновка рабочей области (в):

1 — танталовый электрод; 2 — титановый образец; 3 — элемент крепления (винт) образца; 4 — массивная металлическая плита для размещения образца

Общий вид титановых образцов с покрытиями и их макроструктуру изучали с применением оптической микроскопии (микроскоп «МБС-10») при увеличении не более 12<sup>×</sup>. Морфологию поверхности и элементный состав танталсодержащих слоев исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) в сочетании с энергодисперсионным рентгенофлуоресцентным анализом (ЭДРФА) на электронном микроскопе «MIRA II LMU» с детектором «INCA PentaFETx3». Средний размер нанозерен  $D_G$  и нанопор  $D_p$ , плотности их распределения  $\rho_G$ ,  $\rho_p$  по поверхности покрытия, открытую пористость  $\Pi$  устанавливали по изображениям РЭМ (ширина кадра — 3300 нм, площадь кадра — 8,17 мкм<sup>2</sup>, увеличение — 100000<sup>×</sup>) в программном комплексе «Metallograph» согласно методике [27].

Толщину и микроструктуру приповерхностного слоя покрытий рассматривали по поперечным микрошлифам с применением РЭМ. Подготовленные образцы заливали эпоксидной смолой и после затвердевания обрабатывали шлифованием с использованием абразивной бумаги (зернистостью от Р400 до Р2500) для получения параметра шероховатости не хуже  $Ra = 0,025...0,05$  мкм. Для выявления микроструктуры подготовленные шлифы подвергали химическому травлению с помощью водного раствора кислот (1М HF + 1М HNO<sub>3</sub>) за время около 20...30 с.

Твердость формируемых слоев и титановых подложек находили индентированием (по методу Виккерса) с помощью микротвердомера «ПМТ-3М» при нагрузке на индентор 100 гс (0,98 Н). При данной нагрузке индентор взаимодействовал с покрытием без его разрушения. Значения микротвердости переводили в ГПа. Для исследования градиентной структуры полученных образцов измерения микротвердости осуществляли поперечным микрошлифом на глубину не более 150 мкм.

Результаты исследования

Электроискровые процессы нанесения покрытия характеризуются импульсным воздействием электрического тока, в результате чего межэлектродный

Таблица 1

Параметры ИТО титановых образцов с танталовыми покрытиями

Условное обозначение режима обработки	Ток индуктора $I_{IND}$ , кА	Потребляемая электрическая мощность $P$ , кВт	Температура процесса $T$ , °С	Выдержка $t$ , с
ЭИЛ	—	—	—	—
800_30	2,0	0,16	780...820	30
800_120	2,0	0,16	780...820	120
950_30	2,6	0,22	950...970	30
950_120	2,6	0,22	950...970	120
1050_30	2,9	0,26	1050...1080	30
1050_120	2,9	0,26	1050...1080	120
1150_30	3,2	0,29	1100...1150	30
1150_120	3,2	0,29	1100...1150	120



промежуток разогревается до экстремально высокой температуры  $(8...25) \cdot 10^3$  К. Материалы электрода-инструмента (анода) и обрабатываемой поверхности изделия (катода) интенсивно разогреваются, расплавляются, а частицы наносимого материала (сплэты) очень быстро охлаждаются на поверхности изделия. Нанесение танталовых слоев сопровождается изменением цвета исходного металла образца (рис. 2, а — в). Появление золотистого и коричневого оттенков на поверхности, как правило, обусловлено взаимодействием нагретого металла с окружающим воздухом.

При воздействии ИТО поверхность покрытия становится светло-, темно-серой и желто-белой в зависимости от температуры и выдержки процесса. При высокой температуре  $T = 1050...1150$  °С и наибольшей выдержке на поверхности покрытий формировался толстый слой окалины, который растрескивался. На свободных от покрытия участках данная окалина самопроизвольно разрушалась.

Изучение морфологии электроискровых танталосодержащих слоев при большем увеличении показало наличие большого числа микротрещин (рис. 3, а, з). На изображениях РЭМ данные дефекты отмечены стрелками желтого цвета. При последующей ИТО в низкотемпературном интервале  $T = 780...970$  °С и минимальной продолжительности выдержки  $t = 30$  с морфология покрытий практически не менялась, и трещины сохранялись (см. рис. 3, б, д). При большем увеличении наблюдалось формирование на поверхности покрытий вторичных структур с субмикрометровыми зернами.

Скорость охлаждения микрочастиц электроискровых покрытий достигает больших значений  $10^5...10^6$  К/с. Данные условия способствуют образованию квазиаморфного состояния или наноразмерной структуры приповерхностного слоя сплэтов [28], в том числе и при формировании системы «Ti-Ta-O» (см. рис. 3, ж). Низкотемпературная ИТО благоприятствует дальнейшему росту наноразмерных частиц и формированию четких межезеренных границ (см. рис. 3, з).

Повышение температуры до  $950...970$  °С обработки приводит к формированию на местах локализации

микротрещин светлых нитевидных образований, состоящих из более крупных зерен (см. рис. 3, в, е). Вероятно, в процессе ИТО продукты реакции окисления титановой подложки частично заполняют трещину, что препятствует ее дальнейшему распространению. Таким образом, данные структуры, состоящие из оксидов титана, обеспечивают эффект «самозалечивания» дефектов танталосодержащего покрытия. Подобный механизм известен применительно к оксидным покрытиям на титане [29 — 31]. Процесс заключается в зарастании дефектов покрытия за счет процессов окисления титановой основы при взаимодействии с окислительной средой (жидкой или газообразной). В зависимости от состава среды и титанового сплава длительность процесса самозалечивания дефектов покрытия составляет 10 с и более [30, 32]. Помимо процесса зарастания трещин, рост температуры способствует агломерации наноразмерных частиц и росту отдельных равноосных (призматических) и игольчатых кристаллов (см. рис. 3, и).

Анализ размерных параметров нанозерен и наноразмерных пор позволил определить стадии роста элементов структуры (табл. 2, рис. 4). При ИТО в диапазоне температуры  $950...1150$  °С вне зависимости от длительности процесса идет увеличение среднего размера нанозерен  $D_G$  (см. рис. 4), что сопровождается ростом числа пористых образований  $D_p$  и снижением их числа на единицу площади  $\rho_p$  (см. табл. 2).

Перенос тантала на поверхность титана сопровождался его перемешиванием с материалом основы, а также химическим взаимодействием с газами в составе воздуха, в частности, — кислородом и азотом. Поэтому электроискровые покрытия характеризовались наличием в своем составе тантала  $C_{[Ta]}$  — 1,38 ат.%, кислорода  $C_{[O]}$  — 33,99 ат.%, азота  $C_{[N]}$  — 7,4 ат.%, титана  $C_{[Ti]}$  — 57,23 ат.% (табл. 3).

Последующая ИТО способствовала изменению химического состава, а именно, росту концентрации кислорода  $C_{[O]}$  до максимального уровня (около 66...68 ат.%) и полному удалению азота из состава покрытий (см. табл. 3, рис. 5, а). Изменение содержания тантала

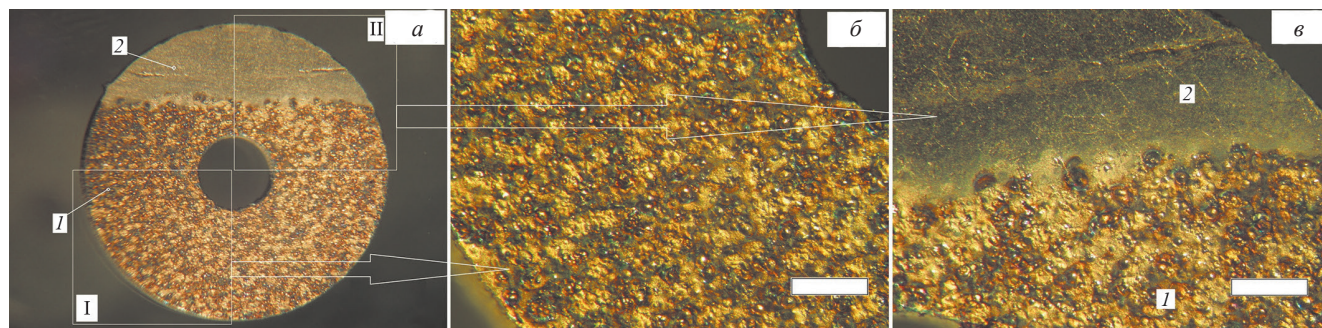


Рис. 2. Электроискровое танталовое покрытие I на титановом образце 2:

а — общий вид образца; б — сегмент образца «I» для исследования полученного покрытия; в — сегмент образца «II» с переходной областью «основа — покрытие», используемый для сравнительного макроанализа (на фрагментах б, в метка — 0,5 мм)

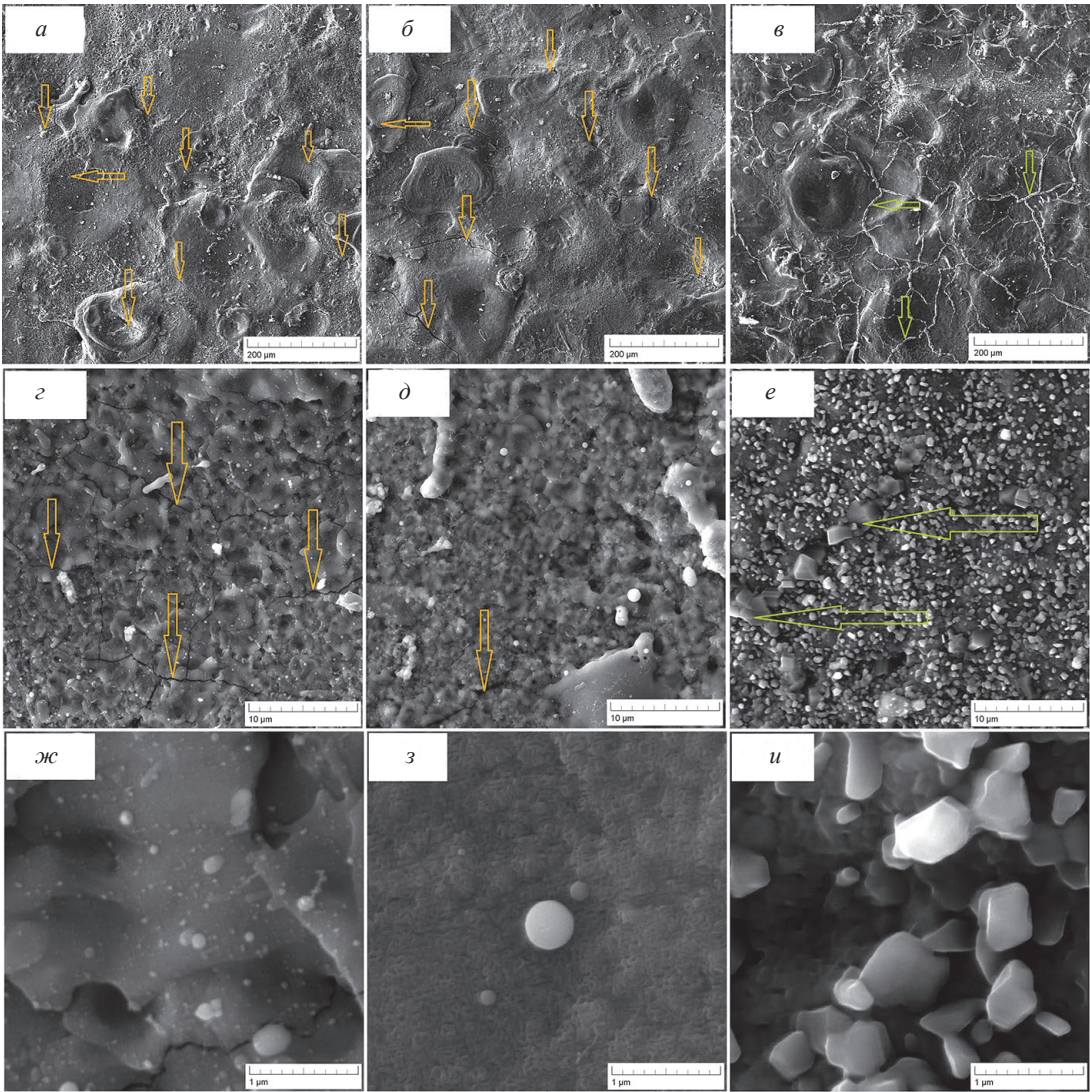


Рис. 3. Характерная морфология поверхности электроискровых танталосодержащих покрытий:  
а, г, ж — исходное покрытие без ИТО; б, д, з —  $T = 780...820\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $t = 30\text{ с}$ ; в, е, и —  $T = 950...970\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $t = 30\text{ с}$  (фрагменты а, б, в — при увеличении 500 $\times$ ; фрагменты г, д, е — при увеличении 10000 $\times$ ; фрагменты ж, з, и — при увеличении 100000 $\times$ )

Таблица 2

Размерные и количественные параметры наноструктуры танталосодержащих слоев

Режим обработки	Открытая пористость П, %	Плотность зерен $\rho_G$ , 1/мкм <sup>2</sup>	Средний размер нанозерен $D_G$ , нм	Стандартное отклонение $\pm\Delta D_G$ , нм	Плотность пор $\rho_p$ , 1/мкм <sup>2</sup>	Средний размер нанопор $D_p$ , нм	Стандартное отклонение $\pm\Delta D_p$ , нм
ЭИЛ	51	394	29	6	55	44	14
800_30	49	708	25	4	79	57	12
800_120	48	612	28	5	29	91	16
950_30	52	465	30	5	23	80	16
950_120	52	128	40	9	9	119	20
1050_30	48	147	42	9	4	182	23
1050_120	42	239	35	9	21	148	16
1150_30	48	247	36	8	17	110	16
1150_120	46	296	35	7	18	117	18



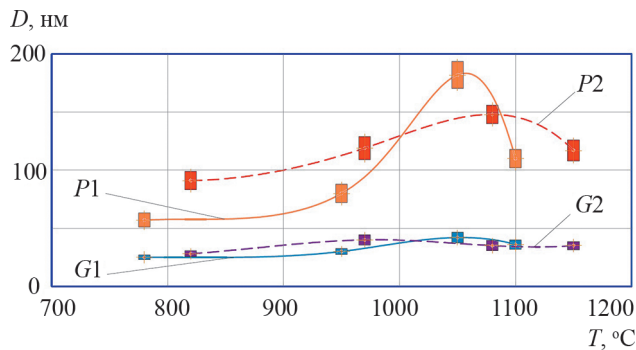


Рис. 4. Зависимости изменения среднего размера наночастиц  $D$  на поверхности сплэтов танталосодержащих покрытий от температуры ИТО:

$G_1$ ,  $P_1$  — средние размеры нанозерен  $D_G$  и нанопор  $D_P$  при длительности выдержки  $t = 30$  с;  $G_2$ ,  $P_2$  — средние размеры нанозерен  $D_G$  и нанопор  $D_P$  при длительности выдержки  $t = 120$  с

также связано с воздействием высокой температуры и выдержки при ИТО (см. рис. 5, а, б).

Регрессионная модель изменения концентрации тантала  $C_{[Ta]}$  от температуры  $T$  и выдержки  $t$  при ИТО представлена степенной функцией

$$C_{[Ta]} = (43,789 \cdot 10^9) T^{-2,9535} t^{-0,9052}, \text{ ат.}\%$$

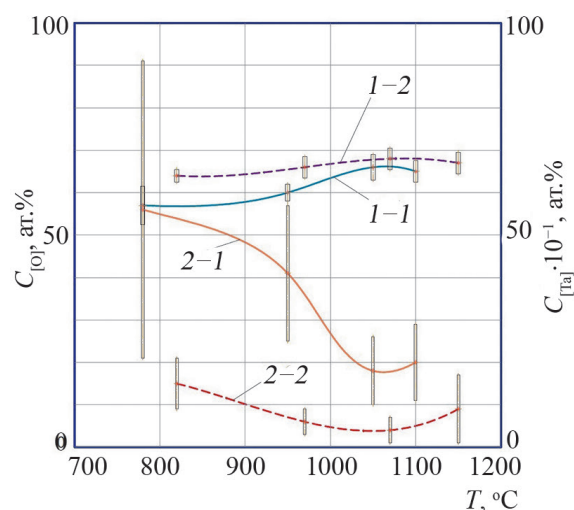
Коэффициент корреляции для этой зависимости составил  $R^2 = 0,94$ , что характеризовало адекватность теоретической зависимости экспериментальным данным.

Снижение концентрации тантала  $C_{[Ta]}$  (см. табл. 3, рис. 5, б) при увеличении температуры и выдержки связано с окислением как самого танталосодержащего слоя, так и титановой основы. Согласно известным данным и ранее выполненным исследованиям, в структуре покрытия формировался монооксид тантала и фаза рутила. При более высокой температуре вероятно появление пентаоксида тантала [25].

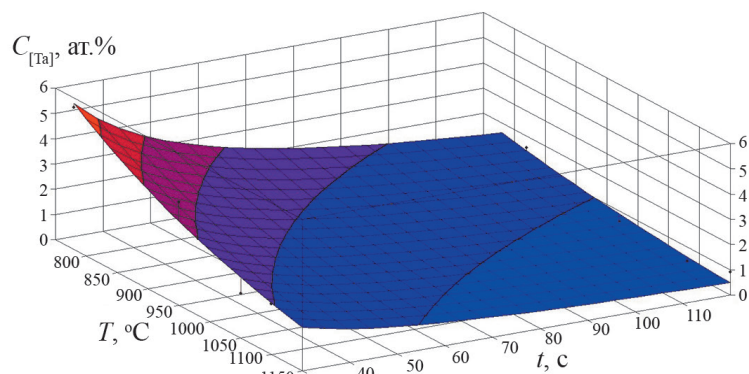
Таблица 3

**Химический состав поверхности титановых образцов с танталосодержащими покрытиями (ат.%)**

Режим обработки	$C_{[N]}$	$C_{[O]}$	$C_{[Ti]}$	$C_{[Ta]}$
ЭИЛ	$7,40 \pm 5,17$	$33,99 \pm 12,44$	$57,23 \pm 7,68$	$1,38 \pm 0,27$
800_30	—	$56,94 \pm 4,54$	$37,44 \pm 7,01$	$5,62 \pm 3,46$
800_120	—	$63,46 \pm 1,60$	$35,00 \pm 1,89$	$1,54 \pm 0,58$
950_30	—	$60,33 \pm 1,73$	$35,59 \pm 2,96$	$4,08 \pm 1,61$
950_120	—	$66,05 \pm 2,85$	$33,36 \pm 2,83$	$0,59 \pm 0,29$
1050_30	—	$66,24 \pm 3,31$	$31,99 \pm 3,13$	$1,77 \pm 0,80$
1050_120	—	$68,19 \pm 2,58$	$31,38 \pm 2,47$	$0,43 \pm 0,28$
1150_30	—	$64,55 \pm 2,60$	$33,46 \pm 3,37$	$1,99 \pm 0,93$
1150_120	—	$67,20 \pm 2,60$	$31,89 \pm 3,21$	$0,91 \pm 0,77$



а



б

Рис. 5. Кривые изменения концентрации кислорода и тантала (а) и зависимость концентрации тантала (б) от температуры  $T$  и выдержки  $t$  при ИТО:

1-1, 2-1 — кривые изменения содержания кислорода и тантала при  $t = 30$  с; 1-2, 2-2 — кривые изменения содержания кислорода и тантала при  $t = 120$  с

Формирование электроискровых танталовых покрытий сопровождалось изменением микроструктуры наносимого материала и материала титановой основы (рис. 6, а). Толщина нанесенного танталосодержащего слоя менялась от 25 до 35 мкм, а глубина изменения микроструктуры металла основы не превышала 0,3...0,5 мм. Изменения микроструктуры титана сохранились и после ИТО. Проведение низкотемпературной обработки не способствовало зарастанию трещин покрытия (см. рис. 3, б; 6, б, в).

Микроструктура танталосодержащих слоев представлена тонким наружным слоем дендритов и основным слоем игольчатого мартенсита (см. рис. 6, з). ИТО при температурах 780...820 °С вела к росту дендритов и практически полному распаду хрупкого игольчатого мартенсита (см. рис. 6, д), что косвенно подтвердилось данными по микротвердости формируемых слоев (табл. 4, рис. 7, 8). Последующее увеличение длительности и температуры обработки привело к росту дендритных кристаллов (см. рис. 6, е) с последующим образованием крупных зерен.

Технический титан отличается твердостью  $1,45 \pm 0,50$  ГПа. ИТО в диапазоне 900...1200 °С и длительностью 180...300 с, что позволяет повысить микротвердость до 10 ГПа [33]. Электроискровым тан-

таловым покрытиям присуща микротвердость  $H = 20,48 \pm 6,22$  ГПа, что практически в 12 раз выше, чем у исходного технического титана. Низкотемпературная ИТО способствовала умеренному повышению микротвердости поверхности до  $H = 25...34$  ГПа (см. табл. 4, рис. 7). При температуре  $T = 950...970$  °С микротвердость (Ti-Ta-O)-системы достигла макси-

Таблица 4

**Микротвердость танталосодержащих покрытий, сформированных на титановых образцах**

Режим обработки	Температура $T$ , °С	Выдержка $t$ , с	Микротвердость $H$ , ГПа
ЭИЛ	—	—	$20,48 \pm 6,22$
800_30	780–820	30	$25,03 \pm 2,03$
800_120	780–820	120	$34,39 \pm 9,25$
950_30	950–970	30	$60,12 \pm 20,25$
950_120	950–970	120	$47,96 \pm 16,39$
1050_30	1050–1080	30	$32,11 \pm 9,11$
1050_120	1050–1080	120	$32,78 \pm 20,27$
1150_30	1100–1150	30	$19,25 \pm 5,78$
1150_120	1100–1150	120	$19,62 \pm 8,17$

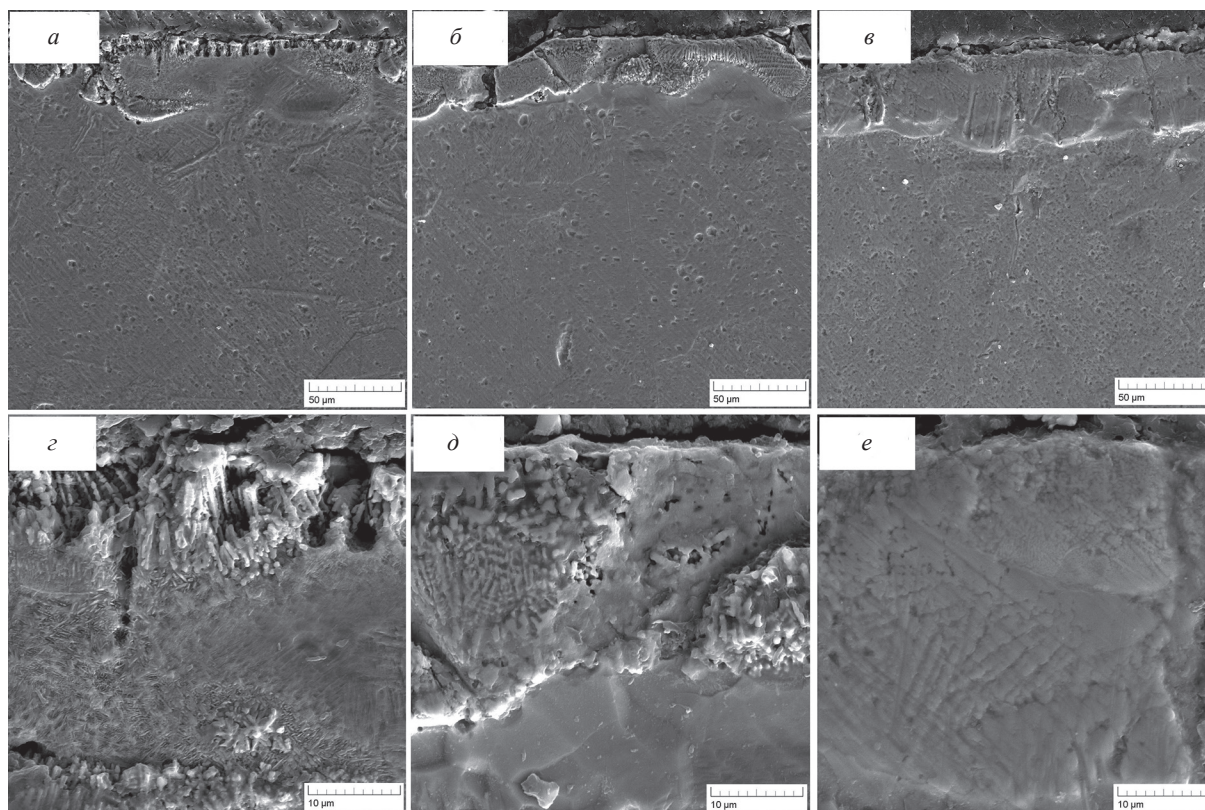


Рис. 6. Микроструктура приповерхностного слоя титановых образцов с электроискровыми танталосодержащими покрытиями, подвергнутыми ИТО при следующих режимах:

а, з — исходное покрытие без ИТО; б, д —  $T = 780...820$  °С и  $t = 30$  с; в, е —  $T = 950...970$  °С и  $t = 120$  с (фрагменты а — в сделаны при увеличении 1000 $\times$ ; фрагменты з — е — при увеличении 5000 $\times$ )



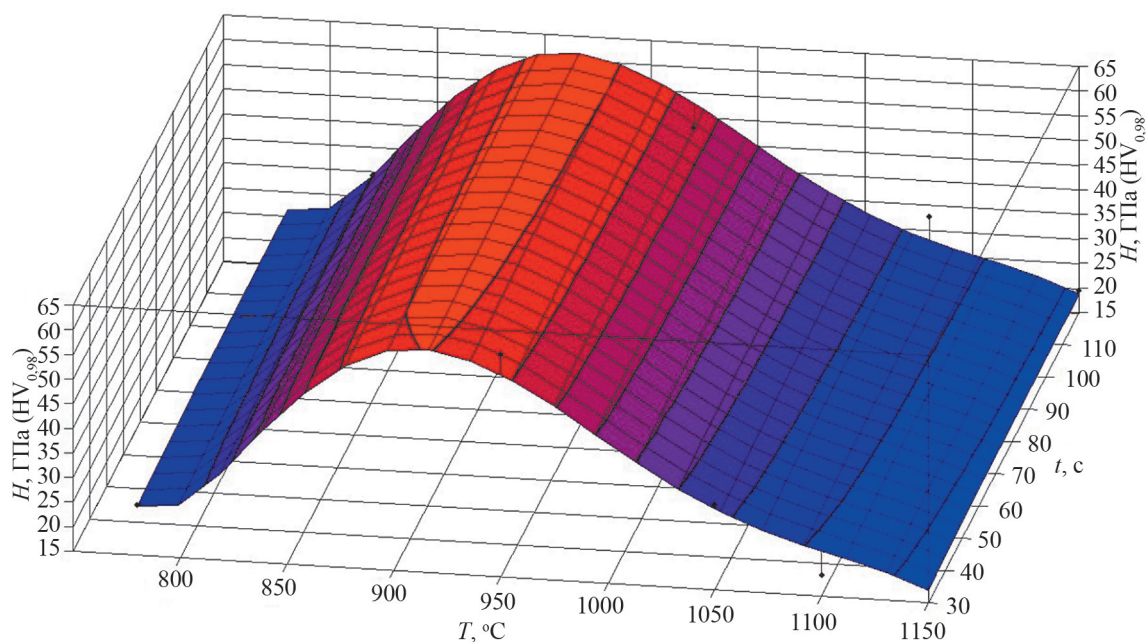


Рис. 7. Зависимость микротвердости  $H$  поверхности покрытий системы «Ti-Ta-O» от температуры  $T$  и длительности выдержки  $t$  при ИТО

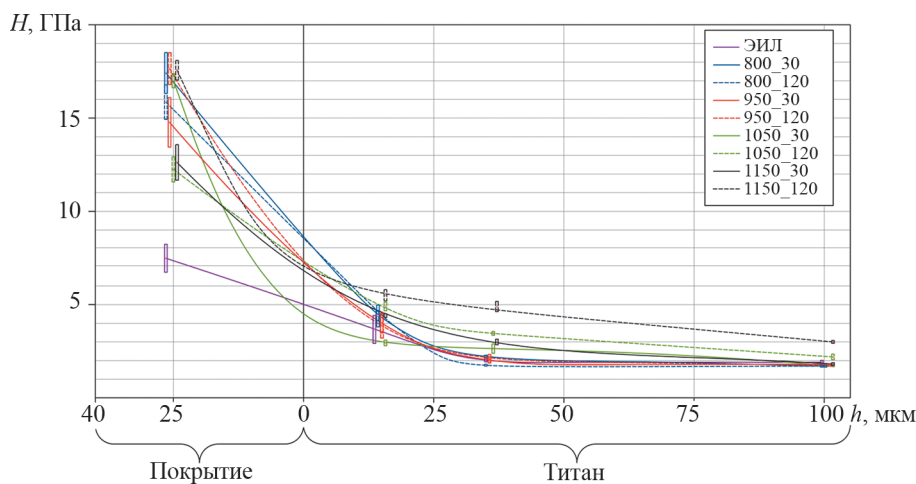


Рис. 8. Изменение микротвердости  $H$  по сечению системы «Ti-Ta-O»

му около  $H = 48...60$  ГПа, что соответствует уровню сверхтвердых материалов.

Увеличение температуры ИТО до  $T = 1050...1150$  °С дало плавное снижение микротвердости до  $19,3...32,8$  ГПа. Пониженное значение микротвердости при наибольшей температуре соответствовало исходному уровню электроискрового танталового покрытия, однако сопровождалось растрескиванием и разрушением фрагментов покрытия.

Регрессионная модель изменения микротвердости  $H$  поверхности покрытий от температуры  $T$  и выдержки  $t$  при ИТО была представлена полиномиальной функцией

$$H = (2,697 \cdot 10^9) - (1,962 \cdot 10^9) \ln(T) + \\ + (0,571 \cdot 10^9) \ln(T)^2 - (82,945 \cdot 10^6) \ln(T)^3 + \\ + (6,029 \cdot 10^6) \ln(T)^4 - (175,262 \cdot 10^3) \ln(T)^5 - 62,5509/t.$$

Коэффициент корреляции для данной зависимости составил  $R^2 = 0.94$ , что подтверждает адекватность теоретической зависимости экспериментальным данным.

Высокими значениями микротвердости отличается не только поверхность танталосодержащих покрытий. На глубине  $10...20$  мкм микротвердость электроискро-

вого слоя составила  $7,5 \pm 1,5$  ГПа. ИТО повысила микротвердость до  $12...17$  ГПа по всей структуре танталосодержащих слоев (см. рис. 8).

На границе «Ti-Ta-O покрытие – титановая основа» микротвердость менялась от 4,5 до 9,5 ГПа. По мере увеличения глубины индентирования микротвердость плавно снижалась и на глубине  $100...150$  мкм практически соответствовала исходному уровню титановой основы  $1,5...2,0$  ГПа. Таким образом, ИТО привела к формированию плавного градиента микротвердости системы «Ti-Ta-O» от поверхности вглубь металла основы. Данный процесс, вероятно, обеспечивался за счет формирования градиентных диффузионных слоев, насыщенных кислородом, в покрытии и приповерхностном слое титана. При этом в титановой основе на глубину до 50 мкм формировалась мартенситная структура  $\alpha'$ -Ti.

### Выводы

Термическая обработка способствовала изменению состава и структуры искровых покрытий, а также увеличению микротвердости, что согласуется с данными [22]. ИТО титановых основ с электроискровыми танталовыми покрытиями способствует формированию системы «Ti-Ta-O», состоящей из оксидов тантала и титана, характеризуемой наличием в структуре нанозерен  $D_G = 30 \pm 5$  нм и наноразмерных пор  $D_p = 80 \pm 16$  нм.

### Литература

1. Омарова Д.К. Применение тантала и производство мировой танталовой продукции (обзор) // Бюллетень Восточно-Сибирского научного центра Сибирского отделения Российской академии медицинских наук. 2012. № 1. С. 143—148.
2. Konttinen Y.T. e. a. 6 — Metals for Joint Replacement. Cambridge: Woodhead Publishing, Woodhead Publ. Series in Biomaterials, Joint Replacement Technol., 2008. Pp. 115—162.
3. Махонин В.Р. Разработка и применение пористых танталовых трабекулярных металлических имплантатов // Центральный научный вестник. 2018. Т. 3. № 9. С. 25—27.
4. Balla V.K., Bodhak S., Bose S., Bandyopadhyay A. Porous Tantalum Structures for Bone Implants: Fabrication, Mechanical and in Vitro Biological Properties // Acta Biomaterialia. 2010. V. 6. No. 8. Pp. 3349—3359.
5. Bobyn J.D., Stackpool G.J., Hacking S.A., Tanzer M., Krygier J.J. Characteristics of Bone Ingrowth and Interface Mechanics of a New Porous Tantalum Biomaterial // J. Bone and Joint Surgery. British Volume. 1999. V. 81-B. No. 5. Pp. 907—914.
6. Yang H., Li J., Zhou Z., Ruan J. Structural Preparation and Biocompatibility Evaluation of Highly Porous Tantalum Scaffolds // Materials Letters. 2013. V. 100. Pp. 152—155.
7. Филиппенко В.А., Танькут В.А., Жигун А.И., Аконджом М., Бондаренко С.Е. Результаты клини-

Меня условия термической обработки, можно регулировать содержание кислорода и, следовательно, поверхностную микротвердость и градиент ее распределения по системе «Ti-Ta-O».

Установлена возможность получения при температуре  $T = 950...970$  °С и короткой выдержке  $t = 30$  с сверхтвердой ( $H = 60,12 \pm 20,25$  ГПа) структуры с содержанием тантала около  $4,08 \pm 1,61$  ат.% и кислорода около  $60,33 \pm 1,73$  ат.%. По твердости поверхности сформированные слои сопоставимы с высокотвердыми TaC и TaC<sub>x</sub>N<sub>y</sub> покрытиями, формируемыми PVD-технологиями [14]. Таким образом, электроискровые танталосодержащие покрытия, подвергнутые ИТО, можно эффективно применять в условиях воздействия высокого уровня сосредоточенных нагрузок.

Толщина упрочненного слоя в системе «Ti-Ta-O» с учетом покрытия ( $25...35$  мкм) и упрочненной области титановой основы достигает  $50...70$  мкм, что значительно выше, чем у аналогичных по составу слоев, формируемых PVD-методами ( $1,7...5,0$  мкм) [18]. Более производительным является только процесс газотермического напыления [8]. Следовательно, данная комбинация методов электроискрового легирования и индукционной обработки для упрочнения титановой основы имеет большие перспективы применения при изготовлении различных изделий, например, для восстановительной медицины.

### References

1. Omarova D.K. Primenenie Tantara i Proizvodstvo Mirovoy Tantalovoy Produktsii (Obzor). Byulleten' Vostochno-Sibirskogo Nauchnogo Tsentra Sibirskogo Otdeleniya Rossiyskoy Akademii Meditsinskikh Nauk. 2012;1: 143—148. (in Russian).
2. Konttinen Y.T. e. a. 6 — Metals for Joint Replacement. Cambridge: Woodhead Publishing, Woodhead Publ. Series in Biomaterials, Joint Replacement Technol., 2008;115—162.
3. Makhonin V.R. Razrabotka i Primenenie Poristyykh Tantalovykh Trabekulyarnykh Metallicheskiy Implanatov. Tsentral'nyy Nauchnyy Vestnik. 2018;3;9:25—27. (in Russian).
4. Balla V.K., Bodhak S., Bose S., Bandyopadhyay A. Porous Tantalum Structures for Bone Implants: Fabrication, Mechanical and in Vitro Biological Properties. Acta Biomaterialia. 2010;6;8:3349—3359.
5. Bobyn J.D., Stackpool G.J., Hacking S.A., Tanzer M., Krygier J.J. Characteristics of Bone Ingrowth and Interface Mechanics of a New Porous Tantalum Biomaterial. J. Bone and Joint Surgery. British Volume. 1999;81-B;5:907—914.
6. Yang H., Li J., Zhou Z., Ruan J. Structural Preparation and Biocompatibility Evaluation of Highly Porous Tantalum Scaffolds. Materials Letters. 2013;100: 152—155.
7. Filippenko V.A., Tan'kut V.A., Zhigun A.I., Akondzhom M., Bondarenko S.E. Rezul'taty Klini-

ческого применения ацетабулярных компонентов с поверхностью из пористого тантала в эндопротезах при дефектах стенок вертлужной впадины и остеопорозе // Травма. 2016. Т. 17. № 1. С. 19—23.

8. Алонцева Д.Л., Хожанов А.Р., Герт С.С., Садиеков А.Б., Калюжный С.Н. Роботизированное микроплазменное напыление функциональных покрытий из тантала на титановые имплантаты // Вестник Восточно-Казахстанского гос. техн. ун-та им. Д. Серикбаева. 2020. № 3. С. 55—60.

9. Гончаров О.Ю., Файзуллин Р.Р., Гуськов В.Н., Балдаев Л.Х. Термодинамический анализ химического газофазного осаждения Ta восстановлением галогенидов тантала кадмием и цинком // Неорганические материалы. 2015. Т. 51. № 6. С. 655—655.

10. Li X., Wang L., Yu X., Feng Y., Wang C., Yang K., Su D. Tantalum Coating on Porous Ti6Al4V Scaffold Using Chemical Vapor Deposition and Preliminary Biological Evaluation // Materials Sci. and Eng. C. 2013. V. 33. No. 5. Pp. 2987—2994.

11. Лузанов В.А. и др. Получение тонких пленок тантала с использованием метода магнетронного распыления // Радиотехника и электроника. 2015. Т. 60. № 12. С. 1251—1253.

12. Yanson K.A., Bite G.R., Knets I.V., Saulgozis Y.Z. Hardness of the Human Tibia // Polymer Mechanics. 1973. V. 9. No. 6. Pp. 966—971.

13. Du S. e. a. Optimizing the Tribological Behavior of Tantalum Carbide Coating for the Bearing in Total Hip Joint Replacement // Vacuum. 2018. V. 150. Pp. 222—231.

14. Du S. e. a. N Dependent Tribochemistry: Achieving Superhard Wear-resistant Low-friction TaC<sub>x</sub>N<sub>y</sub> Films // Surface and Coatings Technol. 2017. V. 328. Pp. 378—389.

15. Ren P. e. a. Self-assembly of TaC@Ta Core-shell-like Nanocomposite Film via Solid-state Dewetting: Toward Superior Wear and Corrosion Resistance // Acta Materialia. 2018. V. 160. Pp. 72—84.

16. Sun Y.S., Chang J.H., Huang H.H. Corrosion Resistance and Biocompatibility of Titanium Surface Coated with Amorphous Tantalum Pentoxide // Thin Solid Films. 2013. V. 528. Pp. 130—135.

17. Hertl C., Koll L., Schmitz T., Werner E., Gbureck U. Structural Characterisation of Oxygen Diffusion Hardened Alpha-tantalum PVD-coatings on Titanium // Materials Sci. and Engineering: C. 2014. V. 41. Pp. 28—35.

18. Rahmati B. e. a. Development of Tantalum Oxide (Ta-O) Thin Film Coating on Biomedical Ti-6Al-4V Alloy to Enhance Mechanical Properties and Biocompatibility // Ceramics Intern. 2016. V. 42. No. 1. Pp. 466—480.

19. Sheveyko A.N. e. a. Structural Transformations in TiC-CaO-Ti<sub>3</sub>PO<sub>(x)</sub>-(Ag<sub>2</sub>Ca) Electrodes and Biocompatible TiCaPCO(N)-(Ag) Coatings During Pulsed Electrospark Deposition // Surface and Coatings Technol. 2016. V. 302. Pp. 327—335.

20. Potanin A.Y. e. a. The Features of Combustion and Structure Formation of Ceramic Materials in the TiC—

cheskogo Primeneniya Atsetabulyarnykh Komponentov s Poverkhnost'yu iz Poristogo Tantala v Endoprotezakh pri Defektakh Stenok Vertluzhnoy Vpadiny i Osteoporoze. Travma. 2016;17;1:19—23. (in Russian).

8. Alontseva D.L., Khozhanov A.R., Gert S.S., Sadibekov A.B., Kalyuzhnyy S.N. Robotizirovannoe Mikroplazmennoe Napylenie Funktsional'nykh Pokrytiy iz Tantala na Titanovye Implantaty. Vestnik Vostochno-Kazakhstanskogo Gos. Tekhn. Un-ta im. D. Serikbaeva. 2020;3:55—60. (in Russian).

9. Goncharov O.Yu., Fayzullin R.R., Gus'kov V.N., Baldaev L.Kh. Termodinamicheskiy Analiz Khimicheskogo Gazofaznogo Osazhdeniya Ta Vosstanovleniem Galogenidov Tantala Kadmiem i Tsinkom. Neorganicheskie Materialy. 2015;51;6:655—655. (in Russian).

10. Li X., Wang L., Yu X., Feng Y., Wang C., Yang K., Su D. Tantalum Coating on Porous Ti6Al4V Scaffold Using Chemical Vapor Deposition and Preliminary Biological Evaluation. Materials Sci. and Eng. C. 2013;33;5:2987—2994.

11. Luzanov V.A. i dr. Poluchenie Tonkikh Plenok Tantala s Ispol'zovaniem Metoda Magnetronnogo Raspyleniya. Radiotekhnika i Elektronika. 2015;60;12:1251—1253. (in Russian).

12. Yanson K.A., Bite G.R., Knets I.V., Saulgozis Y.Z. Hardness of the Human Tibia. Polymer Mechanics. 1973;9;6:966—971.

13. Du S. e. a. Optimizing the Tribological Behavior of Tantalum Carbide Coating for the Bearing in Total Hip Joint Replacement. Vacuum. 2018;150:222—231.

14. Du S. e. a. N Dependent Tribochemistry: Achieving Superhard Wear-resistant Low-friction TaC<sub>x</sub>N<sub>y</sub> Films. Surface and Coatings Technol. 2017;328:378—389.

15. Ren P. e. a. Self-assembly of TaC@Ta Core-shell-like Nanocomposite Film via Solid-state Dewetting: Toward Superior Wear and Corrosion Resistance. Acta Materialia. 2018;160:72—84.

16. Sun Y.S., Chang J.H., Huang H.H. Corrosion Resistance and Biocompatibility of Titanium Surface Coated with Amorphous Tantalum Pentoxide. Thin Solid Films. 2013;528:130—135.

17. Hertl C., Koll L., Schmitz T., Werner E., Gbureck U. Structural Characterisation of Oxygen Diffusion Hardened Alpha-tantalum PVD-coatings on Titanium. Materials Sci. and Engineering: C. 2014;41:28—35.

18. Rahmati B. e. a. Development of Tantalum Oxide (Ta-O) Thin Film Coating on Biomedical Ti-6Al-4V Alloy to Enhance Mechanical Properties and Biocompatibility. Ceramics Intern. 2016;42;1:466—480.

19. Sheveyko A.N. e. a. Structural Transformations in TiC-CaO-Ti<sub>3</sub>PO<sub>(x)</sub>-(Ag<sub>2</sub>Ca) Electrodes and Biocompatible TiCaPCO(N)-(Ag) Coatings During Pulsed Electrospark Deposition. Surface and Coatings Technol. 2016;302:327—335.

20. Potanin A.Y. e. a. The Features of Combustion and Structure Formation of Ceramic Materials in the



Ti<sub>3</sub>PO<sub>x</sub>-CaO system // *Ceramics Intern.* 2015. V. 41. No. 6. Pp. 8177—8185.

21. **Корешков А.В., Денисов Л.В., Бойцов А.Г.** Нанесение антифрикционных и износостойких многокомпонентных покрытий на титановые сплавы электроискровым легированием // *Современные материалы, техника и технологии.* 2018. № 6(21). С. 99—106.

22. **Вдовин С.Ф., Решетников С.М.** Влияние электроискрового легирования и последующего отжига на повышение жаростойкости конструкционных металлических материалов // *Защита металлов.* 2000. Т. 36. № 3. С. 325—327.

23. **Войко А.В., Фомин А.А.** Исследование влияния геометрических параметров и тока индуктора на процесс цементации титана в контейнере с углеродосодержащей средой // *Вопросы электротехнологии.* 2021. № 1. С. 71—78.

24. **Палканов П.А., Кошуро В.А., Фомин А.А.** Влияние технологических параметров индукционного азотирования инструментальной стали Р6М5 на микротвердость и толщину диффузионного слоя // *Вестник МЭИ.* 2022. № 2. С. 95—104.

25. **Fomina M. e. a.** Functionally Graded «Ti-base+(Ta, Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>)-coatings» Structure and its Production Using Induction Heat Treatment // *Composite Structures.* 2020. V. 234. P. 111688.

26. **Koshuro V., Fomina M., Fomin A., Rodionov I.** Metal Oxide (Ti, Ta)-(TiO<sub>2</sub>, TaO) Coatings Produced on Titanium Using Electrospark Alloying and Modified by Induction Heat Treatment // *Composite Structures.* 2018. V. 196. Pp. 1—7.

27. **Fomina M., Koshuro V., Papshev V., Rodionov I., Fomin A.** Surface Morphology Data of Tantalum Coatings Obtained by Electrospark Alloying // *Data in Brief.* 2018. V. 20. Pp. 1409—1414.

28. **Hasanabadi M.F., Ghaini F.M., Ebrahimnia M., Shahverdi H.R.** Production of Amorphous and Nanocrystalline Iron Based Coatings by Electro-spark Deposition Process // *Surface and Coatings Technol.* 2015. V. 270. Pp. 95—101.

29. **Burstein G.T., Souto R.M.** Observations of Localised Instability of Passive Titanium in Chloride Solution // *Electrochimica Acta.* 1995. V. 40. No. 12. Pp. 1881—1888.

30. **Souto B.M., Burstein G.T.** A Preliminary Investigation Into the Microscopic Depassivation of Passive Titanium Implant Materials in Vitro // *J. Materials Sci.: Materials in Medicine.* 1996. V. 7. Pp. 337—343.

31. **Contu F., Elsener B., Böhni H.** A Study of the Potentials Achieved During Mechanical Abrasion and the Repassivation Rate of Titanium and Ti6Al4V in Inorganic Buffer Solutions and Bovine Serum // *Electrochimica Acta.* 2004. V. 50. No. 1. Pp. 33—41.

32. **Wang J.L., Liu R.L., Majumdar T., Mantri S.A., Ravi V.A., Banerjee R., Birbilis N.** A Closer Look at the in Vitro Electrochemical Characterisation of Titanium

TiC-Ti<sub>3</sub>PO<sub>x</sub>-CaO system. *Ceramics Intern.* 2015;41;6: 8177—8185.

21. **Koreshkov A.V., Denisov L.V., Boytsov A.G.** Nanesenie Antifriktsionnykh i Iznosostoykikh Mnogokomponentnykh Pokrytiy na Titanovye Splavy Elektroiskrovym Legirovaniem. *Sovremennye Materialy, Tekhnika i Tekhnologii.* 2018;6(21):99—106. (in Russian).

22. **Vdovin S.F., Reshetnikov S.M.** Vliyanie Elektroiskrovogo Legirovaniya i Posleduyushchego Otvhiga na Povyshenie Zharostoykosti Konstruktsionnykh Metallicheskikh Materialov. *Zashchita Metallov.* 2000;36;3: 325—327. (in Russian).

23. **Voyko A.V., Fomin A.A.** Issledovanie Vliyaniya Geometricheskikh Parametrov i Toka Induktora na Protsess Tsementatsii Titana v Konteynere s Uglerodosoderzhashchey Sredoy. *Voprosy Elektrotekhnologii.* 2021;1: 71—78. (in Russian).

24. **Palkanov P.A., Koshuro V.A., Fomin A.A.** Vliyanie Tekhnologicheskikh Parametrov Induktsionnogo Azotirovaniya Instrumental'noy Stali R6M5 na Mikrotyverdst' i Tolshchinu Diffuzionnogo Sloya. *Vestnik MEI.* 2022;2:95—104. (in Russian).

25. **Fomina M. e. a.** Functionally Graded «Ti-base+(Ta, Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>)-coatings» Structure and its Production Using Induction Heat Treatment. *Composite Structures.* 2020;234:111688.

26. **Koshuro V., Fomina M., Fomin A., Rodionov I.** Metal Oxide (Ti, Ta)-(TiO<sub>2</sub>, TaO) Coatings Produced on Titanium Using Electrospark Alloying and Modified by Induction Heat Treatment. *Composite Structures.* 2018; 196:1—7.

27. **Fomina M., Koshuro V., Papshev V., Rodionov I., Fomin A.** Surface Morphology Data of Tantalum Coatings Obtained by Electrospark Alloying. *Data in Brief.* 2018; 20:1409—1414.

28. **Hasanabadi M.F., Ghaini F.M., Ebrahimnia M., Shahverdi H.R.** Production of Amorphous and Nanocrystalline Iron Based Coatings by Electro-spark Deposition Process. *Surface and Coatings Technol.* 2015; 270:95—101.

29. **Burstein G.T., Souto R.M.** Observations of Localised Instability of Passive Titanium in Chloride Solution. *Electrochimica Acta.* 1995;40;12:1881—1888.

30. **Souto B.M., Burstein G.T.** A Preliminary Investigation Into the Microscopic Depassivation of Passive Titanium Implant Materials in Vitro. *J. Materials Sci.: Materials in Medicine.* 1996;7:337—343.

31. **Contu F., Elsener B., Böhni H.** A Study of the Potentials Achieved During Mechanical Abrasion and the Repassivation Rate of Titanium and Ti6Al4V in Inorganic Buffer Solutions and Bovine Serum. *Electrochimica Acta.* 2004;50;1:33—41.

32. **Wang J.L., Liu R.L., Majumdar T., Mantri S.A., Ravi V.A., Banerjee R., Birbilis N.** A Closer Look at the in Vitro Electrochemical Characterisation of Titanium

Alloys for Biomedical Applications Using In-situ Methods // Acta Biomaterialia. 2017. V. 54. Pp. 469—478.

33. **Fomin A.A., Rodionov I.V.** Chemical Composition, Structure, and Properties of the Surface of Titanium VT1-00 and Its Alloy VT16 After Induction Heat Treatment // Handbook of Nanoceramic and Nanocomposite Coatings and Materials. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2015. Pp. 403—424.

Alloys for Biomedical Applications Using In-situ Methods. Acta Biomaterialia. 2017;54:469—478.

33. **Fomin A.A., Rodionov I.V.** Chemical Composition, Structure, and Properties of the Surface of Titanium VT1-00 and Its Alloy VT16 After Induction Heat Treatment. Handbook of Nanoceramic and Nanocomposite Coatings and Materials. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2015:403—424.

#### Сведения об авторах:

**Фомина Марина Алексеевна** — аспирант кафедры материаловедения и биомедицинской инженерии, научный сотрудник лаборатории электрофизических процессов и технологий Саратовского государственного технического университета имени Гагарина Ю.А., e-mail: lab-sm@mail.ru

**Кошуро Владимир Александрович** — кандидат технических наук, доцент кафедры материаловедения и биомедицинской инженерии, старший научный сотрудник лаборатории электрофизических процессов и технологий Саратовского государственного технического университета имени Гагарина Ю.А., e-mail: dimirion@mail.ru

**Фомин Александр Александрович** — доктор технических наук, доцент, заведующий кафедрой материаловедения и биомедицинской инженерии, главный научный сотрудник лаборатории электрофизических процессов и технологий Саратовского государственного технического университета имени Гагарина Ю.А., e-mail: fominaa@sstu.ru

#### Information about authors:

**Fomina Marina A.** — Ph.D.-student of Materials Science and Biomedical Engineering Dept., Researcher at the Electrophysical Processes and Technologies Laboratory, Saratov State Technical University named after Yuri Gagarin, e-mail: lab-sm@mail.ru

**Koshuro Vladimir A.** — Ph.D. (Techn.), Assistant Professor of Materials Science and Biomedical Engineering Dept., Senior Researcher at the Electrophysical Processes and Technologies Laboratory, Saratov State Technical University named after Yuri Gagarin, e-mail: dimirion@mail.ru

**Fomin Aleksandr A.** — Dr.Sci. (Techn.), Assistant Professor, Head of Materials Science and Biomedical Engineering Dept., Chief Scientific Officer at the Electrophysical Processes and Technologies Laboratory, Saratov State Technical University named after Yuri Gagarin, e-mail: fominaa@sstu.ru

**Работа выполнена при поддержке:** Российского научного фонда (грант № 18-79-10040), <https://rscf.ru/project/18-79-10040/>

**The work is executed at support:** Russian Science Foundation (Grant No. 18-79-10040), <https://rscf.ru/project/18-79-10040/>

**Конфликт интересов:** авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов

**Conflict of interests:** the authors declare no conflict of interest

**Статья поступила в редакцию:** 19.01.2023

**The article received to the editor:** 19.01.2023

**Статья принята к публикации:** 06.06.2023

**The article has been accepted for publication:** 06.06.2023