

Электроискровое модифицирование поверхности аддитивного сплава ВТ6 высокоэнтропийным и аморфным электродами

© 2024

Муканов Самат Куандыкович^{*1}, кандидат технических наук, младший научный сотрудник научно-учебного центра самораспространяющегося высокотемпературного синтеза

*Логинов Павел Александрович*², кандидат технических наук, старший научный сотрудник научно-учебного центра самораспространяющегося высокотемпературного синтеза

*Петржик Михаил Иванович*³, доктор технических наук, профессор кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий, ведущий научный сотрудник научно-учебного центра самораспространяющегося высокотемпературного синтеза

*Левашов Евгений Александрович*⁴, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой порошковой металлургии и функциональных покрытий, директор научно-учебного центра самораспространяющегося высокотемпературного синтеза
Университет науки и технологий МИСИС, Москва (Россия)

*E-mail: smukanov@misis.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6719-6237>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1736-8050>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0623-0013>

Поступила в редакцию 23.06.2023

Принята к публикации 16.11.2023

Аннотация: Неудовлетворительное качество поверхностного слоя аддитивных изделий, в частности повышенная шероховатость поверхности, препятствует широкому применению селективного электронно-лучевого сплавления (СЭЛС). Одним из способов выглаживания, а также упрочнения поверхностного слоя является электроискровая обработка (ЭИО). В работе показана возможность модифицирования поверхности аддитивных образцов из сплава ВТ6 путем реакционной ЭИО многокомпонентными электродами. Для этого были использованы электроды из объемноаморфизуемого сплава $Fe_{48}Cr_{15}Mo_{14}Y_2C_{15}B_6$ и высокоэнтропийного сплава $FeCoCrNi_2$. По результатам растровой электронной микроскопии установлено, что после ЭИО оба модифицированных слоя имеют толщину около 16 мкм. Рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что в случае обработки аморфным электродом они содержат карбобориды типа $Ti(B,C)$, а в случае обработки высокоэнтропийным электродом – интерметаллиды типа $Ti_2(Fe,Ni)$. Модифицированные слои имеют средние значения твердости 19 и 10 ГПа и модуля упругости 234 и 157 ГПа соответственно, что значительно превышает значения этих параметров для сплава ВТ6, выращенного СЭЛС. Электроискровое модифицирование поверхности многокомпонентными электродами привело к уменьшению шероховатости в 8...11 раз за счет оплавления выступов и заполнения впадин расплавом на глубину более 50 мкм. Сравнительный анализ результатов трибологических испытаний показал изменение механизма износа в результате ЭИО аддитивного сплава ВТ6. Износостойкость повысилась на 4 и 3 порядка величины при применении электродов из объемноаморфизуемого и высокоэнтропийного сплава соответственно.

Ключевые слова: титановый сплав; селективное электронно-лучевое сплавление; шероховатость поверхности; выглаживание; упрочнение; износостойкость; электроискровая обработка; объемноаморфизуемые сплавы; высокоэнтропийные сплавы.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания в сфере науки (проект № 0718-2020-0034).

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

Для цитирования: Муканов С.К., Логинов П.А., Петржик М.И., Левашов Е.А. Электроискровое модифицирование поверхности аддитивного сплава ВТ6 высокоэнтропийным и аморфным электродами // *Frontier Materials & Technologies*. 2024. № 1. С. 49–60. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-1-67-5.

ВВЕДЕНИЕ

Низкое качество поверхности является одним из основных факторов, ограничивающих развитие аддитивных технологий (АТ) [1; 2]. Селективное электронно-лучевое сплавление (СЭЛС), применяемое для выращивания титановых изделий, позволяет получить хорошие свойства в объеме, но на их поверхности формируются дефекты (непроплавленные частицы, поры, трещины),

что снижает поверхностно-чувствительные свойства, такие как износостойкость [3; 4]. В совокупности дефекты поверхности определяют повышенную шероховатость [5; 6], которая оказывает критическое влияние на срок службы и надежность изготавливаемых изделий [7]. В настоящее время для улучшения качества аддитивных поверхностей применяют различные методы постобработки, которые делятся на обработку с [8–10] и без [11–13] удаления поверхностного слоя.

К первым относятся методы механической обработки и электрохимической обработки, позволяющие получать довольно гладкие поверхности с шероховатостью менее 0,5 мкм. К последним можно отнести лазерную обработку и модификацию поверхности путем осаждения покрытий. В частности, в [13] продемонстрирована возможность применения лазерной полировки никелевого сплава Inconel 718, что позволило уменьшить шероховатость поверхности Ra с 7,5 до 1 мкм. Показано, что лазерное воздействие привело к уменьшению размера зерен и увеличению микротвердости с 345 до 440 HV. Основным недостатком подобных методов является неконтролируемый разогрев заготовки, который приводит к объемной рекристаллизации [14; 15]. Применение электроискровой обработки (ЭИО) изделий, выращенных СЭЛС, лишено этого недостатка, поскольку подводимая энергия приводит к незначительному разогреву [16; 17].

Особый интерес представляет применение в технологии реакционного ЭИО электродов из многокомпонентных сплавов, а именно объемноаморфизируемых сплавов (ОАС) и так называемых высокоэнтропийных сплавов (ВЭС).

Объемноаморфизируемые сплавы основаны на околоэвтектических составах многокомпонентных систем, в которых затвердевание расплава проходит при глубоком переохлаждении с образованием аморфной или метастабильных фаз [18]. Преимуществом данных электродов является их химическая и структурная однородность, характерная для металлических стекол, а околоэвтектический состав легкоплавких электродов обеспечивает глубокое переохлаждение расплава, образованного при локальном плавлении электрода, растекание капель расплава по поверхности подложки, заполнение впадин и получение модифицированных поверхностей с аморфной/нанокристаллической структурой.

Перспективностью использования в технологии ЭИО многокомпонентных литых электродов с высокой стеклообразующей способностью, полученных методом вакуумной металлургии, экспериментально показана в работах [18; 19]. В частности, в [18] литыми электродами $Fe_{48}Cr_{15}Mo_{14}Y_2C_{15}B_6$ и $Fe_{61}Ni_4Cr_3Nb_8Mn_4Si_2B_{18}$ проводили ЭИО подложек из углеродистой стали и титанового сплава VT20 (Ti–6,5Al–V–Mo–2Zr). ЭИО аморфными электродами позволила увеличить твердость титанового сплава VT20 в 3 раза и повысить износостойкость на 3 порядка. В работе [19] поверхность с аморфной структурой была получена в результате вакуумной ЭИО электродом $Fe_{41}Co_7Cr_{15}Mo_{14}C_{15}B_6Y_2$ стальной подложки из AISI 420S. Отмечено, что низкая шероховатость электроискровых поверхностей была обеспечена за счет образования капель расплава, которые растекаются по поверхности подложки.

Благодаря высокой конфигурационной энтропии смешения компонентов ВЭС склонны образовывать единый

твердый раствор [20]. Однако он является метастабильным, и при нагреве, вызванном электроискровым разрядом, испытывает распад, продукты которого, взаимодействуя с элементами подложки, могут образовывать модифицированный слой, упрочненный интерметаллидами.

Рассмотренные выше исследования показывают, что применение многокомпонентных электродов в технологии ЭИО для улучшения качества аддитивных поверхностей является перспективным, но требует дополнительного изучения.

Цель исследования – опробование многокомпонентных сплавов с высокой стеклообразующей способностью, а также высокой энтропией смешения в качестве электродов для реакционной ЭИО аддитивного титанового сплава VT6.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве подложек (катодов) использовали сплав марки VT6 (Ti–6Al–4V), выращенный СЭЛС. Химический состав сплава представлен в таблице 1.

Стержневые электроды (аноды) из объемноаморфизируемого сплава $Fe_{48}Cr_{15}Mo_{14}Y_2C_{15}B_6$ диаметром 3 мм были получены индукционной плавкой с последующей разливкой расплава в медную изложницу при давлении аргона 0,2 атм. Многокомпонентные электроды из высокоэнтропийного сплава $FeCoCrNi_2$ были получены методом горячего прессования (ГП) на прессе DSP-515 SA (Dr. Fritsch, Германия) в вакууме при температуре 950 °С, давлении 35 МПа и изобарической выдержке 3 мин.

Электроискровую обработку проводили на установке Alier-Metal 303 в среде аргона при использовании вибродержателя анода по режиму: сила тока – 120 А; длительность импульсов – 20 мкс; напряжение – 20 В; энергия импульсов – 48 мДж; частота импульсов – 3200 Гц.

Кинетику массопереноса многокомпонентных электродов на титановую подложку при ЭИО (удельную эрозию анода ΔA_i и удельный привес катода ΔK_i) снимали гравиметрическим методом в течение 5 мин на аналитических весах марки KERN 770 (KERN, Германия) с точностью 10^{-5} г. Измерение массы катода и анода проводили каждую минуту после проведения ЭИО на установке Alier-Metal 303.

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РФА) проводили с использованием спектров, полученных на дифрактометре D2 PHASER (Bruker AXS, Германия) в монохроматическом Cu-K α ($\lambda K\alpha=0,15418$ нм) излучении в интервале углов 2θ от 10° до 120°. Микроструктурные исследования выполняли на растровом электронном микроскопе (РЭМ) S-3400N (Hitachi High-Technology Corporation, Япония), оснащенном рентгеновским энергодисперсионным спектрометром NORAN System 7 (Thermo Scientific, США).

Таблица 1. Состав титанового сплава VT6 (Ti–6Al–4V) по ГОСТ 19807–91
Table 1. Composition of the VT6 titanium alloy (Ti–6Al–4V) according to GOST 19807–91

Концентрация, ат. %						
Ti	Al	V	O	Si	Fe	Zr
83,74	10,98	4,08	0,57	0,24	0,24	0,15

Трибологические испытания проводили на машине трения Tribometer (CSM Instruments, Швейцария) при комнатной температуре при возвратно-поступательном движении по схеме «стержень – пластина». В качестве контртела использовали шарик диаметром 3 мм из стали марки 100Cr6 (аналог ШХ15). Условия испытаний: длина дорожки – 4 мм, прикладываемая нагрузка – 1 и 2 Н, максимальная скорость – 5 см/с. Наблюдение износа контртела проводили на оптическом микроскопе AXIOVERT CA25 (ZEISS, Германия) при 100-кратном увеличении. Дорожки износа и шероховатость поверхности изучали на оптическом профилометре WYKO NT1100 (Veeco, США). Исследование механических свойств (твердости и модуля упругости) проводили на нанотвердомере Nano-HardnessTester (CSM Instruments, Швейцария) при максимальной нагрузке 10 мН.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Поверхность подложек характеризовалась «рыхлым» рельефом (рис. 1 а), который формировали нерасплавленные сферические частицы исходного порошка размером 70...90 мкм, представляющие типичные дефекты для технологии СЭЛС.

Структура подложки была двухфазной и состояла из α - и β -фаз титана с периодами решетки 0,2913 и 0,3152 нм соответственно (рис. 1 б).

Кривые кинетики массопереноса для обоих типов электродов, представленные на рис. 2, свидетельствуют об увеличении толщины электроискрового слоя в течение всей длительности обработки (5 мин/см²). Кривые увеличения массы подложек из титанового сплава, описываемые степенной функцией, свидетельствуют о низком вкладе обратного переноса. Наибольший прирост ($\Delta K_5 = 5,0 \cdot 10^{-4}$ г) наблюдается при обработке ОАС-электродом. При этом эрозия ВЭС-электрода при обработке аддитивной поверхности титановой подложки проходила интенсивнее.

На рис. 3 представлены изображения микроструктуры СЭЛС-титанового сплава после обработки ОАС-электродом. Модифицированный слой толщиной около

16 мкм имеет градиентную структуру с выраженными темными включениями.

Согласно данным энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС), представленным в таблице 2, эти включения представляют собой карбидные зерна TiC. По мере увеличения расстояния от поверхности размер карбидных зерен увеличивается от 100 до 300 нм. Темная область 3 (рис. 3 б) на границе модифицированного слоя и подложки содержит несколько элементов (Ti, Fe, Cr, Mo, Al, Y, C) с преобладанием Ti (51,0 ат. %) и соответствует зоне первичного взаимодействия электрода и подложки.

Изображения микроструктуры титановой подложки после обработки ВЭС-электродом показаны на рис. 4. Обработка аддитивной поверхности титанового сплава ВЭС-электродом также привела к формированию модифицированного слоя толщиной 16 мкм (рис. 4 а). Видно, что модифицированный слой имеет структуру без включений по сравнению со слоем, образованным ОАС-электродом. Данный слой характеризуется высоким содержанием Ti (60...75 ат. %) по всей толщине. ЭДС (таблица 3) показала, что концентрация элементов в поверхностном слое (область 1) и заполненной расплавом впадине (область 3) практически одинакова, что говорит об однородном распределении элементов по всей толщине.

На рис. 4 б видно, что в результате воздействия электроискровых импульсов произошло локальное плавление и электрода, и подложки. Образованный при этом расплав заполнил поверхностные впадины подложки. Глубина заполнения впадин расплавом находится в пределах $52,3 \pm 1,8$ мкм.

На рис. 5 и в таблице 4 приведены результаты РФА модифицированных слоев, сформированных при ЭИО многокомпонентными электродами. В результате обработки ОАС-электродом произошло взаимодействие химически активного титана с элементами электрода и были образованы кубические фазы: карбиды и интерметаллиды. По данным ЭДС (таблица 2) частицы карбида содержат Ti и C. Учитывая, что разрешающая способность ЭДС не позволяет идентифицировать бор, входящий в состав ОАС-электрода, эти частицы

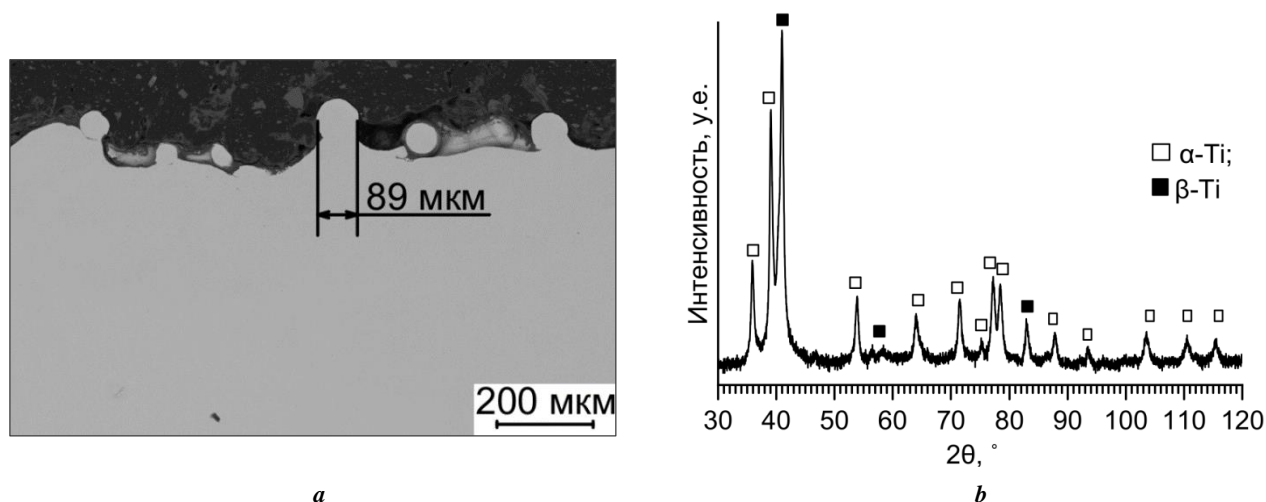


Рис. 1. Изображение поперечного шлифа (а) и дифрактограмма (б) СЭЛС-образца ВТ6 в исходном состоянии
Fig. 1. Cross-section image (a) and diffraction pattern (b) of a VT6 EBPF sample in the initial state

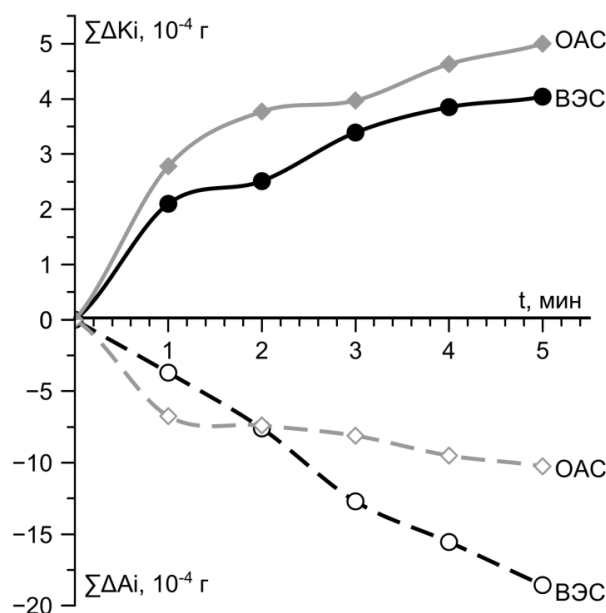


Рис. 2. Привес катода и эрозия анода при ЭИО титанового сплава ОАС- и ВЭС-электродами: сплошная линия – привес массы подложки, пунктирная линия – эрозия электрода
Fig. 2. Cathode weight gain and anode erosion during EST of a titanium alloy with BMG and HEA electrodes: solid line is substrate weight gain, dashed line is electrode erosion

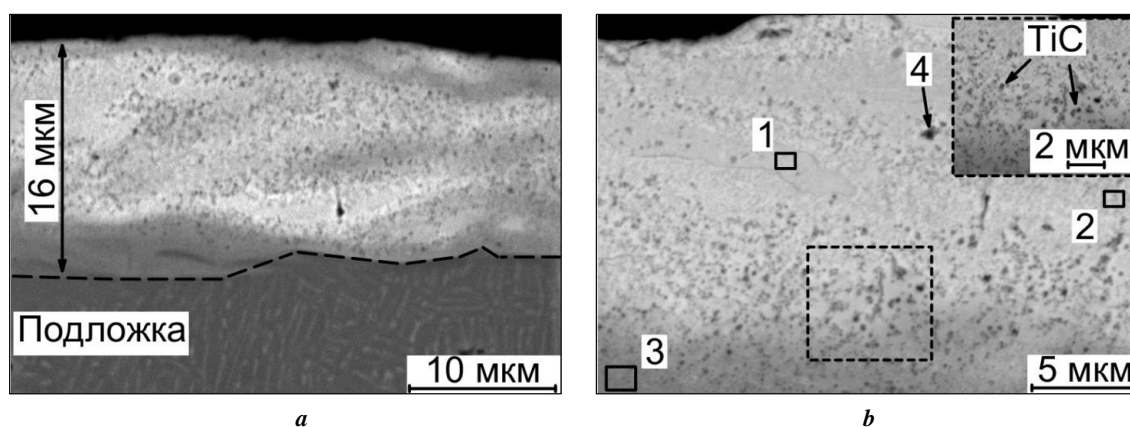


Рис. 3. РЭМ-изображение в режиме обратно отраженных электронов (BSE) поперечного шлифа СЭЛС-образца ВТ6 после ЭИО ОАС-электродом (а); области ЭДС-анализа (на вставке увеличенное изображение выделенной области) (б)
Fig. 3. SEM image in the backscattered electron (BSE) mode of the cross-section of the VT6 EBPF sample after EST with a BMG-electrode (a); EDX analysis area (inset contains a magnified image of the selected area) (b)

Таблица 2. Результаты ЭДС-анализа областей, показанных на рис. 3 б
Table 2. EDX analysis results of areas shown at Fig. 3 b

№	Концентрация, ат. %							
	Fe	C	Ti	Cr	Mo	Al	V	Y
1	33,4	24,4	19,6	10,7	8,0	2,7	0,9	0,4
2	32,7	25,5	19,0	10,5	9,1	2,0	0,8	0,4
3	15,6	19,3	51,0	5,4	4,3	4,0	–	0,4
4	16,1	35,4	34,1	6,0	5,8	1,3	–	–

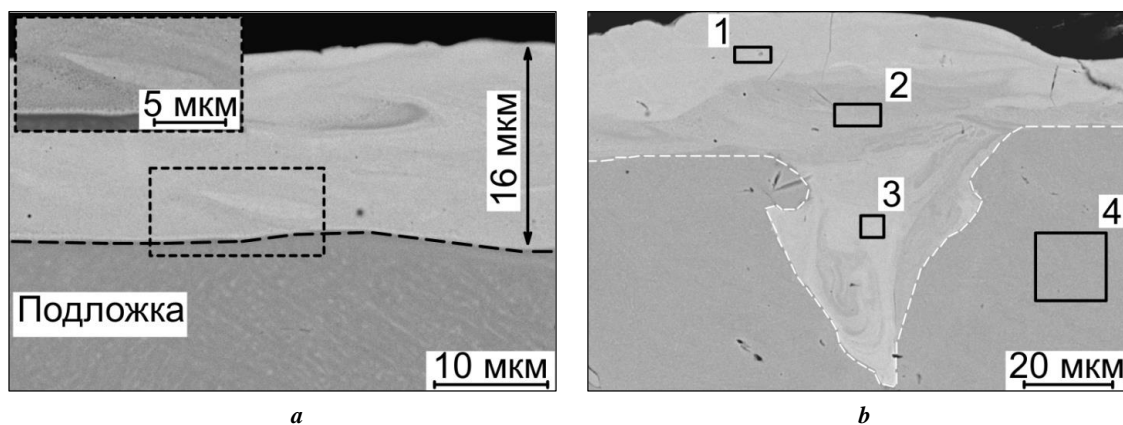


Рис. 4. РЭМ-изображения в режиме обратно отраженных электронов (BSE): модифицированный слой СЭЛС-образца VT6 после ЭИО ВЭС-электродом (на вставке увеличенное изображение выделенной области) (а); глубокая впадина, заполненная расплавом при ЭИО (b)
Fig. 4. SEM images in the backscattered electron (BSE) mode: modified layer of the VT6 EBPF sample after EST with a HEA-electrode (insert contains a magnified image of the selected area) (a); a deep dimple filled with the melt during EST (b)

Таблица 3. Результаты ЭДС-анализа областей, показанных на рис. 4 б
Table 3. EDX analysis results of areas shown at Fig. 4 b

№	Концентрация, ат. %						
	Ti	Ni	Fe	Al	Cr	Co	V
1	59,4	10,8	8,3	7,1	6,1	5,5	2,8
2	74,5	4,7	4,0	8,7	2,4	2,2	3,6
3	65,0	8,9	6,8	7,8	4,3	4,2	3,0
4	86,3	–	–	9,5	–	–	4,2

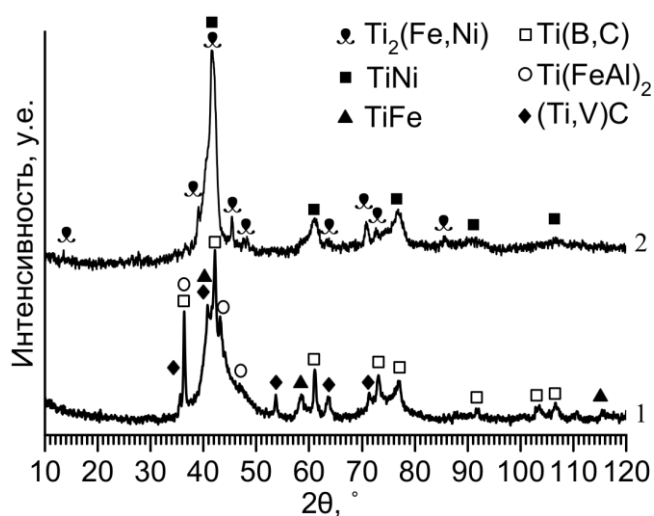


Рис. 5. Дифрактограмма СЭЛС-образца VT6 после ЭИО электродом: 1 – ОАС-электрод Fe₄₈Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆; 2 – ВЭС-электрод FeCoCrNi₂
Fig. 5. X-ray diffraction pattern of the VT6 EBPF sample after EST with an electrode: 1 – Fe₄₈Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ BMG-electrode; 2 – FeCoCrNi₂ HEA-electrode

Таблица 4. Фазовый состав образцов, подвергнутых ЭИО
Table 4. Phase composition of samples subjected to EST

Использованный при ЭИО электрод	Фаза	Содержание, вес. %	Период решетки, нм		
			(a)	(b)	(c)
Fe ₄₈ Cr ₁₅ Mo ₁₄ Y ₂ C ₁₅ B ₆	Ti(B,C)	44,8	0,8558	–	–
	Ti(FeAl) ₂	27,5	0,4920	–	0,7988
	(Ti,V)C	14,6	0,2904	–	0,4640
	TiFe	13,1	0,3153	–	–
FeCoCrNi ₂	Ti ₂ (Fe,Ni)	60,1	1,1296	–	–
	TiNi	39,9	0,3039	–	–

(рис. 3 б), вероятно, представляют собой карбобориды типа Ti(B,C). Обнаружено также взаимодействие элементов подложки Al и V с электродом, приводящее к формированию гексагональных фаз Ti(FeAl)₂ и (Ti,V)C.

Структура модифицированного ВЭС-электродом слоя состоит из двух фаз, дифракционные пики на дифрактограмме можно отнести к кубическим фазам Ti₂(Fe,Ni) и TiNi. Следует отметить гало на обеих дифрактограммах, подтверждающее образование при ЭИО аморфной фазы, как показано в [18], более выраженное для образца, обработанного ОАС-электродом.

Результаты исследования топографии поверхности модифицированных слоев представлены в таблице 5. Исходная аддитивная поверхность титанового образца характеризовалась высокой шероховатостью (*Ra*) 38,75±±3,00 мкм. Видно, что обработка многокомпонентными электродами заметно понижает значения среднего арифметического отклонения высоты профиля (*Ra*) и максимальной высоты профиля от пика до впадины (*Rz*) по сравнению с аддитивной поверхностью исходного титанового сплава. Минимальная шероховатость поверхности 3,53±0,31 мкм наблюдается при обработке ОАС-электродом и, вероятно, определяется высокой жидкотекучестью материала электрода.

Влияние ЭИО титанового сплава многокомпонентными электродами на трибологические и механические свойства можно проследить на рис. 6 и 7. Как видно на рис. 6 а, стартовый коэффициент трения (к. т.) для титановой подложки составляет 0,23, и он монотонно повышается до 0,33 в конце испытания. При скольжении контртела по слою, сформированному ОАС-электродом, заметны 3 стадии: до 1000 циклов сохраняется низкий (0,09...0,12) к. т.; в период приработки (до 1500 циклов) к. т. монотонно повышается с 0,15 до 0,32, а установившийся коэффициент трения достигает 0,36. Увеличение приложенной нагрузки с 1 до 2 Н на стальной шарик привело к увеличению к. т. до 0,39. При испытании слоя, сформированного ВЭС-электродом, стартовый к. т. самый высокий (0,25), а после 500 циклов наблюдается более значительное повышение к. т. до 0,48.

Результаты измерения механических свойств (рис. 6 б, таблица 6) показали, что ЭИО приводит к увеличению как твердости (в 4 раза для ОАС и 2 раза для ВЭС), так

и модуля упругости (в 1,7 раза для ОАС и 1,2 раза для ВЭС) титанового сплава. Средние значения твердости слоев, сформированных ОАС- и ВЭС-электродами, составили 18,7±2,5 и 10,0±0,9 ГПа соответственно.

С целью изучения характера износа образцов исследованы области трибоконтакта контртела и образца (рис. 7). Износ стального шарика показан на рис 7 а–с. Налипание продуктов износа на шарик при сохранении его сферической формы подтверждает более высокую твердость контртела по сравнению с титановым сплавом.

Наличие глубоких канавок в пятне износа контртела (рис. 7 б, 7 с) свидетельствует о большей твердости слоя, сформированного на ВТ6 при обработке многокомпонентными электродами, по сравнению с материалом контртела.

Приведенный износ необработанного титанового сплава является самым высоким (10⁻³ мм³/(Н·м)). После обработки титанового сплава ОАС-электродом бороздка износа при нагрузке 1 Н не обнаружена, что соответствует значению приведенного износа менее 10⁻⁷ мм³/(Н·м). Поэтому для испытаний образцов с модифицированным слоем нагрузка была увеличена до 2 Н. При увеличении приложенной нагрузки с 1 до 2 Н (таблица 6) износ стального контртела увеличился с 3,18 до 3,84·10⁻⁵ мм³/(Н·м), при этом износ модифицированного слоя не изменился (<10⁻⁷ мм³/(Н·м)).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Как известно [21], эрозия электродов при электроискровом разряде зависит от ряда факторов: плотности, теплоемкости, удельной теплоты плавления, термического коэффициента электросопротивления и др. Большое влияние на эрозионную стойкость электродов оказывает их пористость. Ранее [22] для увеличения эрозии и ускорения массопереноса при ЭИО применяли электроды с повышенной пористостью (5–10 %), полученные методами порошковой металлургии. В данном исследовании ВЭС-электроды изготавливали по технологии ГП, поэтому большие значения эрозии (рис. 2) можно объяснить наличием в них пор (пористость 3,8±0,2 %). Увеличение привеса массы катода (ΔK₅=5,0·10⁻⁴ г) при обработке ОАС-электродом можно

Таблица 5. Шероховатость поверхности СЭЛС-образцов сплава ВТ6 до и после ЭИО
 Table 5. Surface roughness of the VT6 alloy EBPBF samples before and after EST

Образец	R_a , мкм	R_z , мкм
СЭЛС сплава ВТ6	38,75±3,00	221,72±38,00
ЭИО электродом ОАС	3,53±0,31	36,19±5,00
ЭИО электродом ВЭС	4,66±0,28	37,26±3,98

Таблица 6. Трибологические и механические свойства образцов
 Table 6. Tribological and mechanical properties of samples

Образец	I , $10^{-5} \cdot \text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$		к. т. (конечный)	H, ГПа	E, ГПа
	образца	контртела			
СЭЛС сплава ВТ6	159,60	налипание	0,33	4,7±0,3	136±7
+ЭИО электродом ОАС	<10 ⁻⁷	3,18	0,36	18,7±2,5	234±32
+ЭИО электродом ОАС*	<10 ⁻⁷	3,84	0,39		
+ЭИО электродом ВЭС*	3,24	3,33	0,48	10,0±0,9	157±15

Примечание. *Приложенная нагрузка – 2 Н.
 Note. *Applied load is 2 N.

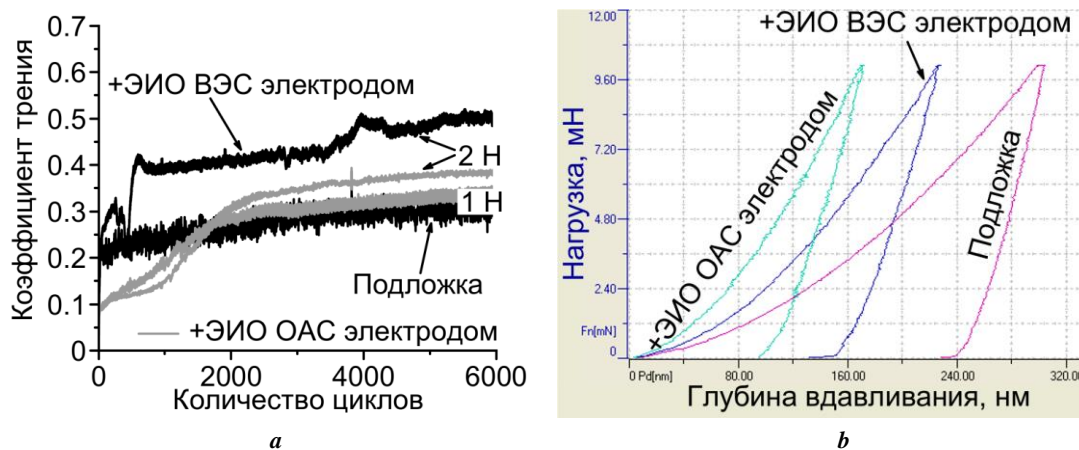


Рис. 6. Экспериментальные зависимости коэффициента трения от количества циклов (а) и кривые наноиндентирования (b)
 Fig. 6. Experimental dependences of the friction coefficient on the number of cycles (a) and nanoindentation curves (b)

объяснить более низкой температурой плавления, более высокой способностью расплава к переохлаждению ($\Delta T=38$ °С) и его лучшей жидкотекучестью [18].

Модифицированные слои, сформированные при ЭИО многокомпонентными электродами, имеют градиентную или слоистую структуру. Вероятно, подобная структура обусловлена перемешиванием капель расплава, содержащих элементы подложки и электрода в результате многократного воздействия импульсных электроискровых разрядов. В процессе ЭИО искровые

импульсы длительностью 20 мкс вызывают локальный разогрев и плавление анода и катода, обеспечивая их химическое и диффузионное взаимодействие, приводящее к реакционному фазообразованию. Отвод тепла металлической подложкой обеспечивает высокую скорость закалки расплава – 10^5 – 10^7 К/с [18; 23], что приводит к упрочнению поверхностного слоя.

Модифицированный слой, полученный при ЭИО аморфным электродом $\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$, существенно отличается по структуре от слоя, полученного

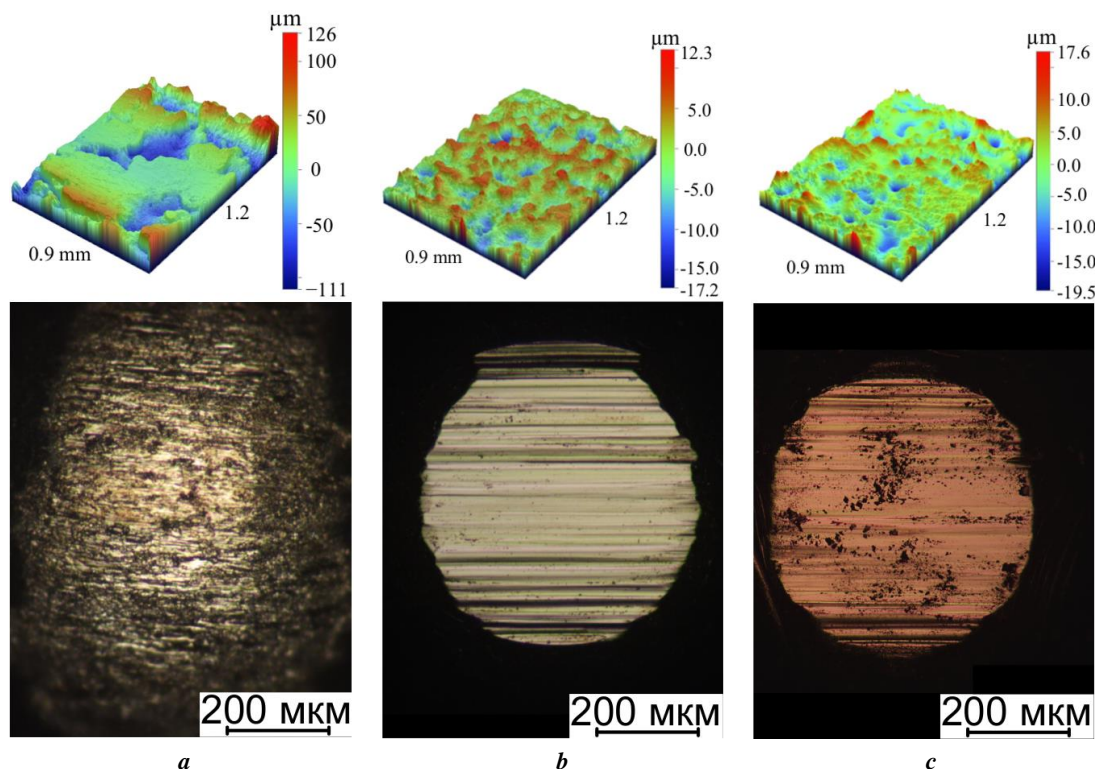


Рис. 7. Микрофотографии контртел и 3D-изображения дорожек износа образцов после трибоиспытаний: исходный сплав ВТ6 (при нагрузке 1 Н) (а); модифицированные слои, сформированные: ОАС-электродом (b); ВЭС-электродом (с) (оба при нагрузке 2 Н)

Fig. 7. Micrographs of counterbodies and 3D-images of wear tracks after tribotests of samples: the VT6 alloy tested at the load of 1 N (a); of modified layers formed with BMG-electrode (b); HEA-electrode (c) (both tested at 2 N)

ЭИО электродом FeCoCrNi₂. Характерной особенностью первого (рис. 3) является его градиентная структура, размер карборидных зерен Ti(B,C) меняется в пределах 100...500 нм, причем более крупные частицы располагаются дальше от поверхности. При обработке электродом FeCoCrNi₂ формируется слой с преобладающей долей интерметаллида Ti₂(Fe,Ni). Повышенное содержание Ti (таблица 3) в данном модифицированном слое обусловлено составом обрабатывающего электрода. В составе аморфного электрода, в отличие от ВЭС, присутствуют активные металлоиды (углерод, бор), которые реагируют с Ti, образуя новые фазы (в частности, Ti(B,C)).

Как видно из таблицы 5, шероховатость модифицированных слоев, как и стартовый к. т. (рис. 6 а), была гораздо ниже, чем у аддитивной поверхности исходного СЭЛС ВТ6.

Как показано на рис. 7 б и 7 с, в области контакта контртела с модифицированными слоями меняется механизм изнашивания. Наблюдается не налипание продуктов износа, а образование глубоких бороздок, что более выражено после испытаний образца, обработанного ОАС-электродом, в структуре которого присутствуют карбидные зерна TiC (рис. 3). Это свидетельствует о царапании контртела твердыми частицами, выкрашенными из модифицированного слоя образца на начальном этапе испытания, где может преобладать абразивный механизм износа. Изнашивание образца, обработанного ВЭС-электродом, проходит путем не только выкрашивания в начале испытания, но и из-

мельчения в дальнейшем частиц твердой и хрупкой фазы Ti₂(Fe,Ni), что приводит к выглаживанию продуктами износа центральной части контртела. В данном случае монотонное увеличение коэффициента трения до 0,48 при скольжении контртела проходит из-за увеличения площади контакта.

На основании комплексного трибологического исследования (рис. 8) показано схематическое изображение механизма износа исходного титанового сплава и образцов с модифицированными слоями. Пониженный к. т. (0,33) при скольжении контртела по поверхности необработанного образца, вероятно, обусловлен протеканием твердофазной реакции химически активного Ti с материалом контртела из стали ШХ15 (100Cr6). В результате чего при скольжении шарика происходит налипание продуктов износа на его поверхность (рис. 7 а). Уплотнение продуктов износа под нагрузкой приводит к образованию трибослоя в зоне контакта, обеспечивающего пониженный коэффициент трения.

Увеличение нагрузки до 2 Н при испытании слоя после обработки ОАС-электродом практически не приводит к изменению конечного коэффициента трения (таблица 6). Это свидетельствует о том, что изнашивание данного слоя во время всего испытания происходило по одному и тому же механизму. При этом наблюдается увеличение износа контртела, но износ модифицированного слоя остается неизменным.

Сопоставляя результаты РФА с трибологическими испытаниями, можно заключить, что повышение на

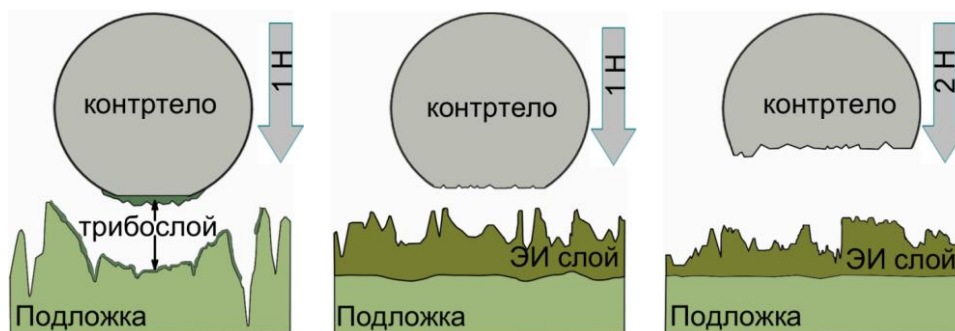


Рис. 8. Схематическое изображение механизма износа образцов до и после ЭИО
Fig. 8. Schematic diagram of the wear mechanism of samples before and after EST

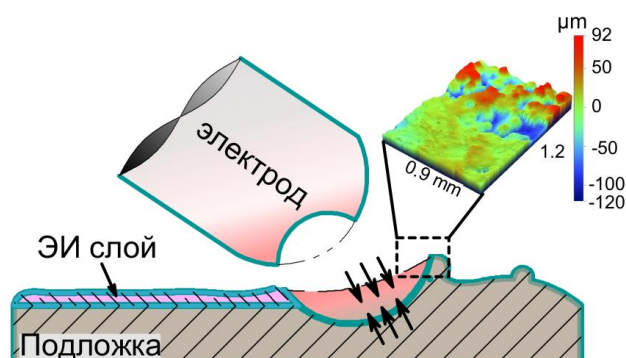


Рис. 9. Схема и 3D-изображение поверхности СЭЛС-образца ВТ6 после ЭИО многокомпонентными электродами
Fig. 9. Scheme and 3D-image of the surface of the VT6 EBPF sample after EST with multicomponent electrodes

4 порядка износостойкости титанового образца, обработанного ОАС-электродом, обусловлено образованием карбоборида $Ti(B,C)$. В случае обработки ВЭС-электродом, несмотря на высокую объемную долю $Ti_2(Fe,Ni)$, модифицированный слой обладает достаточно высоким значением приведенного износа $3,24 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ по сравнению с поверхностью, обработанной ОАС-электродом. Таким образом, фазовый состав и микроструктура модифицированных слоев коррелируют с механическими и трибологическими характеристиками. Присутствие в модифицированных слоях фаз с высокой твердостью ($Ti(B,C)$, $Ti_2(Fe,Ni)$) в сочетании с мелкокристаллической структурой привело к заметному повышению твердости и модуля упругости по сравнению со сплавом ВТ6.

Схема выглаживания аддитивной поверхности титанового сплава (подложки) представлена на рис. 9. Основываясь на исследовании структуры и морфологии поверхности аддитивного образца до (рис. 1) и после ЭИО (рис. 3, 4), можно предположить, что при обработке СЭЛС-образца многокомпонентными электродами происходит локальное оплавление выступов на их поверхности с образованием расплава, состоящего из элементов электрода и подложки. Этот расплав растекается по поверхности и заполняет впадины глубиной более 50 мкм. Таким образом может быть объяснено наблюдаемое уменьшение средней шероховатости по-

верхности в 8 и 11 раз для ВЭС- и ОАС-электродов соответственно.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Электроискровая обработка аддитивной поверхности титанового сплава электродами из многокомпонентных сплавов привела к формированию модифицированных слоев толщиной около 16 мкм с мелкозернистой микроструктурой. При обработке аморфным электродом формируется слой градиентной структуры, размер карбоборидных зерен $Ti(B,C)$ меняется в пределах 100...500 нм, причем более крупные частицы располагаются дальше от поверхности.

2. Результаты сравнительных трибологических испытаний СЭЛС-образца с модифицированными слоями показали, что ЭИО многокомпонентными электродами позволяет увеличить износостойкость титанового сплава. Установлено, что повышение на 4 порядка износостойкости СЭЛС-образцов титанового сплава, обработанного аморфным электродом, связано с образованием в поверхностном слое карбоборида $Ti(B,C)$ за счет взаимодействия химически активного расплава с подложкой.

3. Результаты исследования механических свойств показали, что ЭИО приводит к увеличению как твердости (в 2 и 4 раза), так и модуля упругости (в 1,2 и 1,7 раза)

сплава ВТ6 при обработке высокоэнтропийными и аморфными электродами соответственно. Ключевую роль в упрочнении играет наличие в модифицированных слоях твердых и износостойких интерметаллидов или карбоборидов, а также закалка капель расплава при ЭИО.

4. Продемонстрировано, что при ЭИО многокомпонентными электродами образуется расплав, который растекается по поверхности титанового сплава, заполняя впадины глубиной более 50 мкм, что приводит к снижению шероховатости поверхности в 8 и 11 раз для ВЭС- и ОАС-электродов соответственно.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Murr L.E., Gaytan S.M., Ceylan A. et al. Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. № 5. P. 1887–1894. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.11.032](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.11.032).
- Leary M. Surface roughness optimisation for selective laser melting (SLM): Accommodating relevant and irrelevant surfaces // *Laser Additive Manufacturing: Materials, Design, Technologies and Applications*. Sawston: Woodhead Publishing, 2017. P. 99–118. DOI: [10.1016/B978-0-08-100433-3.00004-X](https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100433-3.00004-X).
- Karlsson J., Snis A., Engqvist H., Lausmaa J. Characterization and comparison of materials produced by Electron Beam Melting (EBM) of two different Ti–6Al–4V powder fractions // *Journal of Materials Processing Technology*. 2013. Vol. 213. № 12. P. 2109–2118. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2013.06.010](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.06.010).
- Calignano F., Manfredi D., Ambrosio E.P. et al. Overview on Additive Manufacturing Technologies // *Proceedings of the IEEE*. 2017. Vol. 105. № 4. P. 593–612. DOI: [10.1109/JPROC.2016.2625098](https://doi.org/10.1109/JPROC.2016.2625098).
- Nasab M.H., Gastaldi D., Lecis N.F., Vedani M. On morphological surface features of the parts printed by selective laser melting (SLM) // *Additive Manufacturing*. 2018. Vol. 24. P. 373–377. DOI: [10.1016/j.addma.2018.10.011](https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.10.011).
- Leuders S., Thöne M., Riemer A., Niendorf T., Tröster T., Richard H.A., Maier H.J. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance // *International Journal of Fatigue*. 2013. Vol. 48. P. 300–307. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011).
- Fé-Perdomo I.L., Ramos-Grez J., Mujica R., Rivas M. Surface roughness Ra prediction in Selective Laser Melting of 316L stainless steel by means of artificial intelligence inference // *Journal of King Saud University - Engineering Sciences*. 2023. Vol. 35. № 2. P. 148–156. DOI: [10.1016/j.jksues.2021.03.002](https://doi.org/10.1016/j.jksues.2021.03.002).
- Асфандияров Р.Н., Рааб Г.И., Гундеров Д.В., Аксенов Д.А., Рааб А.Г., Гундерова С.Д., Шишкунова М.А. Шероховатость и микротвердость ультрамелкозернистого титана Grade 4, подвергнутого безабразивной ультразвуковой финишной обработке // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 3-1. С. 41–49. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-1-41-49](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-1-41-49).
- Bagehorn S., Wehr J., Maier H.J. Application of mechanical surface finishing processes for roughness reduction and fatigue improvement of additively manufactured Ti-6Al-4V parts // *International Journal of Fatigue*. 2017. Vol. 102. P. 135–142. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2017.05.008](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.05.008).
- Tan K.L., Yeo S.H. Surface modification of additive manufactured components by ultrasonic cavitation abrasive finishing // *Wear*. 2017. Vol. 378-379. P. 90–95. DOI: [10.1016/j.wear.2017.02.030](https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.02.030).
- Yasa E., Kruth J.-P. Microstructural investigation of Selective Laser Melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting // *Procedia Engineering*. 2011. Vol. 19. P. 389–395. DOI: [10.1016/j.proeng.2011.11.130](https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.11.130).
- Zhang Baicheng, Zhu Lin, Liao Hanlin, Coddet C. Improvement of surface properties of SLM parts by atmospheric plasma spraying coating // *Applied Surface Science*. 2012. Vol. 263. P. 777–782. DOI: [10.1016/j.apsusc.2012.09.170](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.09.170).
- Fang Zhihao, Lu Libin, Chen Longfei, Guan Yingchun. Laser Polishing of Additive Manufactured Superalloy // *Procedia CIRP*. 2018. Vol. 71. P. 150–154. DOI: [10.1016/j.procir.2018.05.088](https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.05.088).
- Barile C., Casavola C., Pappaletta G., Renna G. Advancements in Electrospark Deposition (ESD) Technique: A Short Review // *Coatings*. 2022. Vol. 12. № 10. Article number 1536. DOI: [10.3390/coatings12101536](https://doi.org/10.3390/coatings12101536).
- Wang De, Deng Shaojun, Chen Hui, Chi Changtai, Hu Dean, Wang Wengin, He Wen, Liu Xiubo. Microstructure and properties of TiC particles planted on single crystal superalloy by electrospark discharging // *Surface and Coatings Technology*. 2023. Vol. 461. Article number 129438. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2023.129438](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129438).
- Liu Xiao-Qin, Zhang Yu-Xing, Wang Xiao-Rong, Wang Zhao-Qin, He Peng. Microstructure and corrosion properties of AlCrNiCu0.5Mo (x = 0, 0.5, 1.0, 1.5, 2.0) high entropy alloy coatings on Q235 steel by electrospark – Computer numerical control deposition // *Materials Letters*. 2021. Vol. 292. Article number 129642. DOI: [10.1016/j.matlet.2021.129642](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.129642).
- Муканов С.К., Басков Ф.А., Петржик М.И., Левашов Е.А. Электроискровая обработка легкоплавкими электродами Al–Si и Al–Ca для повышения стойкости к износу и окислению сплава ЭП741НП, полученного селективным лазерным сплавлением // *Металлург*. 2022. № 3. С. 70–77. DOI: [10.52351/00260827_2022_03_70](https://doi.org/10.52351/00260827_2022_03_70).
- Petrzhik M., Molokanov V., Levashov E. On conditions of bulk and surface glass formation of metallic alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 707. P. 68–72. DOI: [10.1016/j.jallcom.2016.12.293](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.293).
- Sheveyko A.N., Kuptsov K.A., Antonyuk M.N., Bazlov A.I., Shtansky D.V. Electro-spark deposition of amorphous Fe-based coatings in vacuum and in argon controlled by surface wettability // *Materials Letters*. 2022. Vol. 318. Article number 132195. DOI: [10.1016/j.matlet.2022.132195](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.132195).
- Mukanov S., Loginov P., Fedotov A., Bychkova M., Antonyuk M., Levashov E. The Effect of Copper on the Microstructure, Wear and Corrosion Resistance of CoCrCuFeNi High-Entropy Alloys Manufactured by Powder Metallurgy // *Materials*. 2023. Vol. 16. № 3. Article number 1178. DOI: [10.3390/ma16031178](https://doi.org/10.3390/ma16031178).
- Гитлевич А.Е., Михайлов В.В., Парканский Н.Я., Ревуцкий В.М. Электроискровое легирование ме-

таллических поверхностей. Кишинев: Штиинца, 1985. 196 с.

22. Levashov E.A., Merzhanov A.G., Shtansky D.V. Advanced Technologies, Materials and Coatings Developed in Scientific-Educational Center of SHS // *Galvanotechnik*. 2009. Vol. 100. № 9. P. 2102–2114. EDN: [MWXOPL](#).
 23. Zhao Wang, Su Hao, He Weifeng, Wang Xiaorong, Cui Xiaoyu, Luo Sihai. Defect Control of Electro-spark Deposition WC–Co Coatings via Adjusting Pulse Energy and Deposited Layer Number // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2023. Vol. 32. P. 1402–1411. DOI: [10.1007/s11665-022-07204-6](#).
- REFERENCES**
1. Murr L.E., Gaytan S.M., Ceylan A. et al. Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, no. 5, pp. 1887–1894. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.11.032](#).
 2. Leary M. Surface roughness optimisation for selective laser melting (SLM): Accommodating relevant and irrelevant surfaces. *Laser Additive Manufacturing: Materials, Design, Technologies and Applications*. Sawston, Woodhead Publishing, 2017, pp. 99–118. DOI: [10.1016/B978-0-08-100433-3.00004-X](#).
 3. Karlsson J., Snis A., Engqvist H., Lausmaa J. Characterization and comparison of materials produced by Electron Beam Melting (EBM) of two different Ti–6Al–4V powder fractions. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, vol. 213, no. 12, pp. 2109–2118. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2013.06.010](#).
 4. Calignano F., Manfredi D., Ambrosio E.P. et al. Overview on Additive Manufacturing Technologies. *Proceedings of the IEEE*, 2017, vol. 105, no. 4, pp. 593–612. DOI: [10.1109/JPROC.2016.2625098](#).
 5. Nasab M.H., Gastaldi D., Lecis N.F., Vedani M. On morphological surface features of the parts printed by selective laser melting (SLM). *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 24, pp. 373–377. DOI: [10.1016/j.addma.2018.10.011](#).
 6. Leuders S., Thöne M., Riemer A., Niendorf T., Tröster T., Richard H.A., Maier H.J. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*, 2013, vol. 48, pp. 300–307. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011](#).
 7. Fé-Perdomo I.L., Ramos-Grez J., Mujica R., Rivas M. Surface roughness Ra prediction in Selective Laser Melting of 316L stainless steel by means of artificial intelligence inference. *Journal of King Saud University - Engineering Sciences*, 2023, vol. 35, no. 2, pp. 148–156. DOI: [10.1016/j.jksues.2021.03.002](#).
 8. Asfandiyarov R.N., Raab G.I., Gunderov D.V., Aksenov D.A., Raab A.G., Gunderova S.D., Shishkunova M.A. Roughness and microhardness of UFG grade 4 titanium under abrasive-free ultrasonic finishing. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 3-1, pp. 41–49. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-1-41-49](#).
 9. Bagehorn S., Wehr J., Maier H.J. Application of mechanical surface finishing processes for roughness reduction and fatigue improvement of additively manufactured Ti-6Al-4V parts. *International Journal of Fatigue*, 2017, vol. 102, pp. 135–142. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2017.05.008](#).
 10. Tan K.L., Yeo S.H. Surface modification of additive manufactured components by ultrasonic cavitation abrasive finishing. *Wear*, 2017, vol. 378–379, pp. 90–95. DOI: [10.1016/j.wear.2017.02.030](#).
 11. Yasa E., Kruth J.-P. Microstructural investigation of Selective Laser Melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting. *Procedia Engineering*, 2011, vol. 19, pp. 389–395. DOI: [10.1016/j.proeng.2011.11.130](#).
 12. Zhang Baicheng, Zhu Lin, Liao Hanlin, Coddet C. Improvement of surface properties of SLM parts by atmospheric plasma spraying coating. *Applied Surface Science*, 2012, vol. 263, pp. 777–782. DOI: [10.1016/j.apsusc.2012.09.170](#).
 13. Fang Zhihao, Lu Libin, Chen Longfei, Guan Yingchun. Laser Polishing of Additive Manufactured Superalloy. *Procedia CIRP*, 2018, vol. 71, pp. 150–154. DOI: [10.1016/j.procir.2018.05.088](#).
 14. Barile C., Casavola C., Pappalettera G., Renna G. Advancements in Electrospark Deposition (ESD) Technique: A Short Review. *Coatings*, 2022, vol. 12, no. 10, article number 1536. DOI: [10.3390/coatings12101536](#).
 15. Wang De, Deng Shaojun, Chen Hui, Chi Changtai, Hu Dean, Wang Wengin, He Wen, Liu Xiubo. Microstructure and properties of TiC particles planted on single crystal superalloy by electrospark discharging. *Surface and Coatings Technology*, 2023, vol. 461, article number 129438. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2023.129438](#).
 16. Liu Xiao-Qin, Zhang Yu-Xing, Wang Xiao-Rong, Wang Zhao-Qin, He Peng. Microstructure and corrosion properties of AlCr_xNiCu0.5Mo (x = 0, 0.5, 1.0, 1.5, 2.0) high entropy alloy coatings on Q235 steel by electro-spark – Computer numerical control deposition. *Materials Letters*, 2021, vol. 292, article number 129642. DOI: [10.1016/j.matlet.2021.129642](#).
 17. Mukanov S.K., Baskov F.A., Petrzhik M.I., Levashov E.A. Electro-spark treatment with low-melting Al–Si and Al–Ca electrodes in order to improve wear and oxidation resistance of EP741NP alloy prepared by selective laser melting. *Metallurgist*, 2022, vol. 66, no. 3, pp. 317–326. DOI: [10.1007/s11015-022-01331-0](#).
 18. Petrzhik M., Molokanov V., Levashov E. On conditions of bulk and surface glass formation of metallic alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 707, pp. 68–72. DOI: [10.1016/j.jallcom.2016.12.293](#).
 19. Sheveyko A.N., Kuptsov K.A., Antonyuk M.N., Bazlov A.I., Shtansky D.V. Electro-spark deposition of amorphous Fe-based coatings in vacuum and in argon controlled by surface wettability. *Materials Letters*, 2022, vol. 318, article number 132195. DOI: [10.1016/j.matlet.2022.132195](#).
 20. Mukanov S., Loginov P., Fedotov A., Bychkova M., Antonyuk M., Levashov E. The Effect of Copper on the Microstructure, Wear and Corrosion Resistance of CoCrCuFeNi High-Entropy Alloys Manufactured by Powder Metallurgy. *Materials*, 2023, vol. 16, no. 3, article number 1178. DOI: [10.3390/ma16031178](#).
 21. Gitlevich A.E., Mikhaylov V.V., Parkanskiy N.Ya., Revutskiy V.M. *Elektroiskrovoe legirovanie metallicheskikh poverkhnostey* [Electric-Spark Alloying of Metal Surfaces]. Kishinev, Shtiintsa Publ., 1985. 196 p.

22. Levashov E.A., Merzhanov A.G., Shtansky D.V. Advanced Technologies, Materials and Coatings Developed in Scientific-Educational Center of SHS. *Galvanotechnik*, 2009, vol. 100, no. 9, pp. 2102–2114. EDN: [MWXOPL](#).
23. Zhao Wang, Su Hao, He Weifeng, Wang Xiaorong, Cui Xiaoyu, Luo Sihai. Defect Control of Electro-spark Deposition WC–Co Coatings via Adjusting Pulse Energy and Deposited Layer Number. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2023, vol. 32, pp. 1402–1411. DOI: [10.1007/s11665-022-07204-6](#).

Electrospark modification of the surface of additive VT6 alloy with high-entropy and amorphous electrodes

© 2024

Samat K. Mukanov^{*1}, PhD (Engineering), junior researcher of Scientific-Educational Center of Self-Propagating High-Temperature Synthesis

Pavel A. Loginov², PhD (Engineering), senior researcher of Scientific-Educational Center of Self-Propagating High-Temperature Synthesis

Mikhail I. Petrzhik³, Doctor of Sciences (Engineering), professor of Chair of Powder Metallurgy and Functional Coatings, leading researcher of Scientific-Educational Center of Self-Propagating High-Temperature Synthesis

Evgeny A. Levashov⁴, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of Chair of Powder Metallurgy and Functional Coatings,

Head of Scientific-Educational Center of Self-Propagating High-Temperature Synthesis

National University of Science and Technology MISIS, Moscow (Russia)

*E-mail: smukanov@isis.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6719-6237>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1736-8050>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0623-0013>

Received 23.06.2023

Accepted 16.11.2023

Abstract: Unsatisfactory quality of the surface layer of additive products, in particular increased surface roughness, prevents the widespread use of electron beam powder bed fusion (EBPBF). Electrospark treatment (EST) is one of the methods for smoothing and hardening the surface layer. The work shows the possibility of modifying the surface of additive VT6 alloy samples by reactive EST with multicomponent electrodes. For this purpose, the authors used electrodes made of the Fe₄₈Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ bulk metallic glass forming alloy and the FeCoCrNi₂ high-entropy alloy. Based on the results of scanning electron microscopy, it was identified that after EST, both modified layers have a thickness of about 16 μm. X-ray diffraction phase analysis showed that in the case of treatment with an amorphous electrode they contain carboborides of the Ti(B,C) type, and in the case of treatment with a high-entropy electrode – intermetallic of the Ti₂(Fe,Ni) type. The modified layers have average hardness values of 19 and 10 GPa and elastic modulus of 234 and 157 GPa, respectively, which significantly exceeds the values of these parameters for the EBPBF-grown VT6 alloy. Electric discharge modification of the surface with multicomponent electrodes led to a decrease in roughness by 8...11 times due to the melting of the protrusions and filling of the dimples with the melt to a depth of more than 50 μm. A comparative analysis of the results of tribological tests showed a change in the wear mechanism as a result of EST of the additive VT6 alloy. Wear resistance increased by 4 and 3 orders of magnitude when using electrodes made of a bulk metallic glass and high-entropy alloy, respectively.

Keywords: titanium alloy; electron beam powder bed fusion; surface roughness; smoothing; hardening; wear resistance; electrospark treatment; bulk metallic glass forming alloy; high-entropy alloys.

Acknowledgements: The work was financially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the state assignment in the sphere of science (project No. 0718-2020-0034).

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

For citation: Mukanov S.K., Loginov P.A., Petrzhik M.I., Levashov E.A. Electrospark modification of the surface of additive VT6 alloy with high-entropy and amorphous electrodes. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 1, pp. 49–60. DOI: [10.18323/2782-4039-2024-1-67-5](#).