

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА СТРУКТУРЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ НА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ 2xxx и 7xxx СЕРИИ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ

© 2023 г. Н. В. Летягин^{a, b, *}, А. А. Соколев^c, В. Н. Кокарев^c, А. С. Шатров^c,
А. Г. Цыденов^c, А. С. Финогеев^{a, c}, А. Ф. Мусин^a, М. И. Петржик^a

^aНациональный исследовательский технологический университет “МИСиС”,
ул. Ленинский просп., 4, Москва, 119049 Россия

^bМосковский политехнический университет, ул. Большая Семёновская, 38, Москва, 107023 Россия

^cАО “Завод алюминиевых сплавов”, просп. Металлургов, 3к, Подольск, Московская область, 142155 Россия

*e-mail: n.v.letyagin@gmail.com

Поступила в редакцию 17.04.2022 г.

После доработки 30.11.2022 г.

Принята к публикации 09.12.2022 г.

Исследованы структура и свойства покрытий, сформированных при одинаковых режимах процесса плазменного электролитического оксидирования (ПЭО) на образцах алюминиевых сплавов 2xxx и 7xxx серии. Показано, что материал подложки оказывает значительное влияние на качество, структуру и свойства формируемого покрытия. Подложка из сплава В95 Т1 (6.2Zn, 2.4Mg, 1.7Cu), в сравнении со сплавом Д16 Т (4Cu, 1.4Mg мас. %), способствует образованию более однородного по составу и толщине покрытия с превосходящими показателями когезионной и адгезионной прочности, механических и трибологических свойств. Адгезионное разрушение ПЭО покрытий на сплаве В95 Т1 происходит при нагрузке 63 Н, что значительно выше значения критической нагрузки (49 Н) покрытий, сформированных на сплаве Д16 Т. Максимальное значение твердости сформированных покрытий на сплаве В95 Т1 составляет 25 ГПа, что превосходит твердость покрытий на сплаве Д16 Т, которая составляет 20 ГПа. Износостойкость в водной среде покрытия, образованного на подложке из сплава В95 Т1, в 4,4 раза выше по сравнению с износостойкостью покрытия на сплаве Д16 Т.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, плазменное электролитическое оксидирование (ПЭО), функциональные покрытия, структура, когезионная прочность, адгезионная прочность, механические свойства, трибологические свойства

DOI: 10.31857/S0015323022100345, EDN: HJMSIK

ВВЕДЕНИЕ

Функциональные защитные покрытия, формируемые на изделиях из алюминиевых сплавов методом плазменного электролитического оксидирования (ПЭО), в значительной мере способствуют расширению области применения алюминиевой продукции, существенно повышая твердость, износостойкость, коррозионную стойкость изделий [1–5]. Ярким примером этого является возможность серийного производства алюминиевых изделий с ПЭО-покрытием для нефтегазовой отрасли, таких как ступени центробежных насосов [6], шаровых затворов [7], бурильных труб [8], которые в условиях интенсивной химической и электрохимической коррозии, механического изнашивания и кавитации, имеют большой ресурс, чем стальные, чугунные или латунные детали. Такие кардинальные изменения в области примене-

ния конструкционных материалов на основе алюминия обусловлены как возможностью достижения требуемых прочностных свойств при использовании высокоресурсных дюралюминов 2xxx серии или высокопрочных сплавов 7xxx серии (предел прочности более 450 МПа, предел текучести более 300 МПа, при относительном удлинении не менее 8% [9–11]), так и резкому улучшению функциональных характеристик поверхностных слоев благодаря формируемому ПЭО-покрытию.

Характеристики формируемых покрытий зависят от режимов плазменного электролитического оксидирования, состава электролита и материала подложки [12–14]. Существенное влияние на структуру, морфологию и свойства покрытий оказывает как химический, так и фазовый состав подложки, что было отмечено при исследовании оксидиро-

Таблица 1. Химический состав сплавов (подложек)

Сплав	Состояние	Содержание легирующих элементов, мас. %					
		Cu	Mg	Zn	Mn	Si	Fe
Д16	T	4.0	1.4	0.1	0.6	0.3	0.3
В95	T1	1.7	2.4	6.2	0.4	0.1	0.2

ванных поверхностей алюминиевых сплавов различных систем легирования [15–26].

В процессе ПЭО под действием высоких температур плазменных микрозарядов происходит плавление алюминия и других компонентов сплава подложки с их переходом в покрытие. Причем в образующийся канал микрозаряда втягиваются анионные компоненты электролита, которые способствуют окислению расплавленных компонентов подложки. А развитая система пор и прогрев близлежащих участков покрытия способствуют его росту на свободной от зарядов поверхности за счет дополнительной миграции и диффузии катионов и анионов. Таким образом происходит как локальный рост покрытия, так и проникновение покрытия вглубь подложки [12].

Исследования микроструктуры и функциональных свойств ПЭО-покрытий в контексте влияния химического состава подложки на примере промышленных алюминиевых сплавов 2xxx и 7xxx серии показывает, что наличие определенных легирующих элементов подложки (Cu, Mg, Zn) в покрытии оказывает существенное влияние на его структуру, морфологию, твердость и износостойкость.

Такой легирующий элемент как Mg способствует росту толщины ПЭО покрытия, а Cu, Zn замедляют процесс его формирования. Наличие катионов Cu, Mg, Zn способно в значительной мере изменять объемное соотношение формируемых в процессе ПЭО оксидов $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ [21–24], влияющих на твердость и износостойкость. Кроме того, пористость покрытия имеет тенденцию увеличиваться с увеличением концентрации легирующих элементов. В том числе медь-содержащие структурные составляющие подложки, имея существенную растворимость в покрытии в процессе формирования, способны повышать пористость покрытия вблизи подложки [17, 25, 26].

Прямой сравнительный анализ данных публикаций невозможно провести в связи с вариативностью состава электролита и параметров обработки, используемых в каждом конкретном случае. Таким образом, целью настоящего исследования является сравнительная оценка структуры и свойств функциональных ПЭО-покрытий, формируемых в процессе идентичной обработки сплавов Д16 Т и В95 Т1.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Объектом исследования были плоскопараллельные образцы-диски (диаметром 62 мм, толщиной 6.5 мм) из промышленных алюминиевых сплавов В95 Т1 и Д16 Т (табл. 1) с покрытием, сформированном методом плазменно-электролитического оксидирования. Процесс формирования покрытия осуществляли на установке ПЭО с высокочастотным высоковольтным импульсным источником питания мощностью 250 кВт. Процесс ПЭО-проводили в силикатно-щелочном электролите, подготовленном путем растворения в дистиллированной воде КОН – 2 г/л, Na_2SiO_3 – 6 г/л, H_3BO_3 – 1 г/л. В процессе формирования ПЭО-покрытия электролит непрерывно перемешивали для поддержания его однородности и температуры на уровне 15–20°C вокруг электролитической ячейки. В процессе формирования покрытия поддерживали следующие режимы процесса: напряжение (анодное $U_a = 1000$ В, катодное $U_k = 300$ В); плотность тока 25 А/дм²; частота следования импульсов $f = 3$ кГц; время оксидирования – 40 мин.

Исследование микроструктуры и химического состава сплава и покрытия проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TESCAN VEGA 3 (Чехия) с энергодисперсионной приставкой-микроанализатором производства Oxford Instruments и программным обеспечением Aztec. Химический состав покрытия был определен методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) в поперечном сечении покрытия с интервалом кратным 1/16 толщины покрытия.

С помощью оптического профилометра WYKO NT 1100 (VEECO, США) был проведен анализ размеров пор и их распределения. Измерения геометрических размеров пор проводили на поверхности образцов-дисков на радиусах 5 и 24 мм в трех полях.

Испытание ПЭО-покрытий с целью определения когезионной/адгезионной прочности и механизма разрушения проводили на скретч-тестере “REVETEST” (CSM Instruments, Швейцария) [27]. Царапание поверхности ПЭО-покрытий проводили алмазным конусным индентором (радиус закругления 200 мкм),двигающемся с заданной линейной скоростью (70 мм/мин) под нарастающей нормальной нагрузкой (1.0–71.0 Н). Критические нагрузки, вызвавшие когезионное/адге-

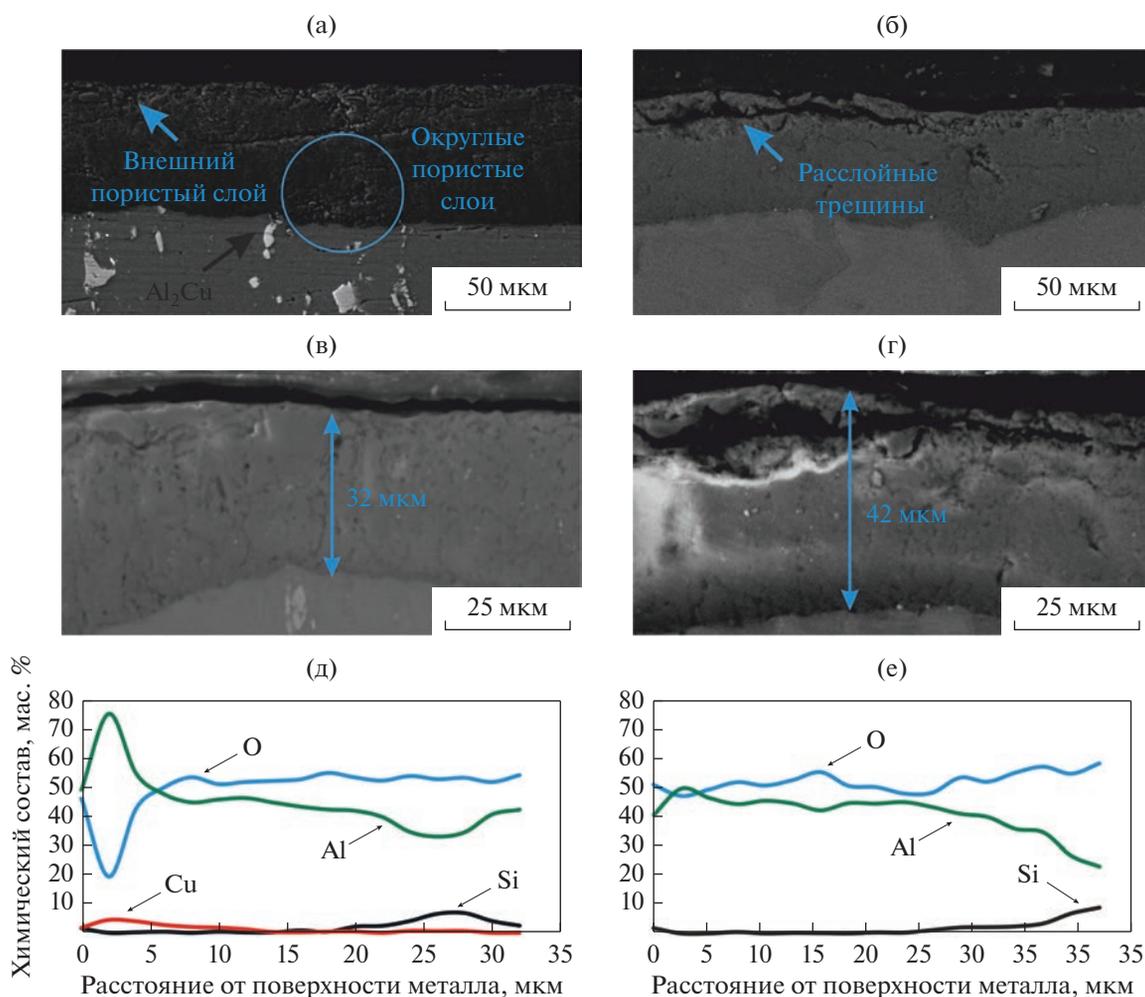


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения ПЭО покрытия (а, б, в, г) и изменение содержания элементов по толщине ПЭО покрытия (д, е) сплава Д16 Т (а, в, д) и В95 Т1 (б, г, е).

зионное разрушение, определяли при сопоставлении зависимости от приложенной нагрузки сигнала датчиков (силы трения, акустической эмиссии, глубины вдавливания) и изображений участков царапины.

Механические свойства (твердость и модуль упругости) ПЭО-покрытий определяли методом измерительного индентирования на нанотвердомере “Nano-HardnessTester” (CSM Instruments, Швейцария) [27] на поперечных косых шлифах. Использовали трехгранную алмазную пирамидку Берковича при максимальной нагрузке 10 мН. Трибологические испытания покрытий по схеме “стержень–диск” проводили методом измерительного скольжения с целью определения коэффициента трения и расчета износа на машине трения “Tribometer” (CSM Instruments, Швейцария) [27]. Контртелом служил неподвижно закрепленный на конце стержня шарик диаметром 3 мм из карбида кремния. При испытаниях пятно контакта находилось под слоем водопроводной

воды. Приложенная к контртелу нагрузка составляла 5 Н. При вращении образца линейная скорость составляла 0.16 м/с. Длина пробега – 5000 м на радиусе дорожки износа – 24.7 мм. Количество дорожки износа оценивали после испытания по результатам измерений геометрии бороздки износа на образце и пятна износа на сферическом контртеле, как описано в [27]. Диаметр пятна износа на контртеле измеряли на оптическом микроскопе “Axiovert 25” (Zeiss), площадь сечения бороздок износа для последующего расчета приведенного износа определяли на оптическом профилометре.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В поперечном сечении ПЭО-покрытия (рис. 1а–1г) состоят из пористой приповерхностной области (~10 мкм) с характерными расслоенными трещинами и относительно плотной внутренней области (~30 мкм). Такая неоднородная (композитная) структура согласно результатам

МРСА коррелирует с изменением химического состава по толщине покрытия (рис. 1д, 1е).

В толще ПЭО-покрытия сохраняется практически равномерное распределение алюминия и кислорода, однако вблизи поверхности покрытия содержание алюминия снижается, и значительно возрастает содержание кремния, который входит в состав электролита. Увеличенное содержание кремния способствует образованию более хрупкого оксида кремния, что приводит к появлению трещин между слоями оксида алюминия и оксида кремния (скорее всего, в процессе механического воздействия при приготовлении шлифа).

В тоже время результаты микроструктурных исследований покрытий, сформированных на различных алюминиевых подложках, показывают существенные отличия. Так, общая толщина сформированного оксидного слоя на сплаве Д16 Т отличается размерностью и находится в диапазоне 32–50 мкм, а на сплаве В95 Т1 толщина ПЭО покрытия составляет около 42 мкм.

Особенностью покрытия, формируемого на сплаве Д16 Т, является образование внутренних округлых пористых зон (рис. 1а) вблизи структурных составляющих подложки – частиц фазы Al_2Cu , которые, согласно источникам [25, 26], являются наиболее активными местами для возникновения плазменных разрядов и претерпевают дальнейшее растворение в покрытии под их действием. Это наглядно подтверждается результатами МРСА, на рис. 1д прослеживается значительное растворение меди в слое покрытия, прилегающего к подложке.

При этом в случае выбранных для исследования сплавов, можно полагать, что различие по содержанию меди оказывает существенное влияние на процесс формирования, структуру и морфологию покрытия, за счет значительного растворения Cu в покрытии. Что касается различий по содержанию Zn и Mg , то они оказывают дополнительный эффект [21], для выявления которого необходимы более тонкие методы исследования. Содержание легирующих компонентов сплава в ПЭО-покрытии приведено в табл. 2.

Также, помимо различных внутренних дефектов покрытия, сформированного на сплаве Д16 Т, следует отметить повышенную глубину и диаметр открытых пор, выявляемых в процессе анализа поверхности покрытия (табл. 3), по сравнению с покрытием на сплаве В95 Т1. Это может быть связано с различной толщиной покрытия и кинетическими особенностями его формирования. Причем, на периферийных участках глубина и диаметр пор повышаются по сравнению с центральной областью.

Таким образом, общий вид структуры, морфология и сплошность покрытия в значительной

Таблица 2. Содержание легирующих компонентов сплава в ПЭО покрытии

Сплав	Концентрация, ат. %		
	Cu	Mg	Zn
Д16 Т	1.65	0.85	0.1
В95 Т1	0.34	0.95	1.73

Таблица 3. Средние размеры поверхностных пор по радиусу образцов-дисков по данным оптической профилометрии

Образец (радиус)	Глубина, мкм	Диаметр, мкм
Д16 Т (5 мм)	17.4 ± 2.3	81.7 ± 7.3
Д16 Т (24 мм)	37.2 ± 4.3	164 ± 21
В95 Т1 (5 мм)	4.2 ± 1.8	73.2 ± 8.8
В95 Т1 (24 мм)	11.2 ± 2.2	78 ± 11

Таблица 4. Критическая нагрузка стадий разрушения ПЭО-покрытий на разных подложках

Подложка	Когезионная прочность, Н	Адгезионная прочность, Н
Д16 Т	14.5 ± 0.9	49 ± 3.4
В95 Т1	16 ± 1	63 ± 4.4

мере зависят от химического и фазового состава подложки.

Выявленные различия отражаются как на прочностных свойствах, так и на износостойкости покрытий. При рассмотрении результатов измерительного царапания видна заметная разница (табл. 4) между нагрузкой для когезионного и адгезионного разрушения, которые наступают последовательно при увеличении нормальной нагрузки. Первые следы когезионного разрушения в виде единичных сколов на дне или по берегам царапины свидетельствуют о неоднородности структуры или контактах индентора со случайным дефектом. Такой характер разрушения иллюстрирует рис. 2, на котором видны сколы, а также признаки неоднородной деформации (ступеньки) на дне царапины. В данном случае критическая нагрузка когезионного разрушения (когезионная прочность) соответствует стойкости покрытия к тангенциальному скалыванию.

При дальнейшем увеличении нагрузки происходит адгезионное разрушение ПЭО-покрытия, которое сопровождается резким проломом покрытия вплоть до основы в диапазоне нагрузок 49–63 Н, о чем свидетельствует резкое изменение глубины погружения индентора. Адгезионное разрушение покрытия образцов с основой из сплава

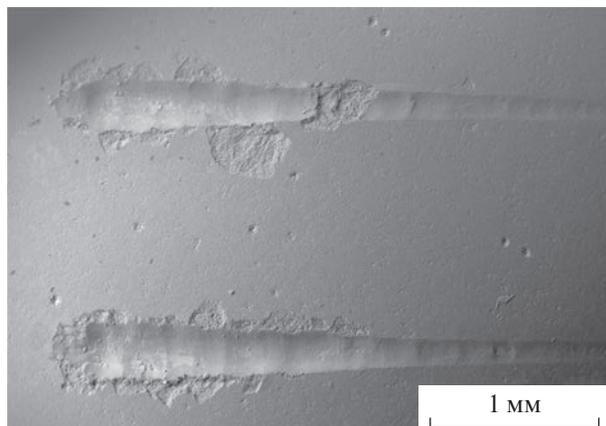


Рис. 2. Изображение царапин, нанесенных на покрытие, сформированное на сплаве Д16 Т.

В95 Т1 происходит при нагрузке 63.0 ± 4.4 Н, что значительно выше прочности ПЭО-покрытий на образцах сплава Д16 Т, которые разрушаются при нагрузке 49.0 ± 3.4 Н.

Как видно на рис. 3, по данным измерительно-го избирательного индентирования зависимость значений твердости и модуля Юнга от расстояния от поверхности носит волнообразный характер, что скорее всего связано с локальной неоднородностью структуры покрытия или его дефектами. Вблизи границы раздела практически для всех образцов наблюдается скачкообразное понижение механических свойств.

Наибольшее значение твердости 25 ГПа найдено у ПЭО-покрытия на сплаве В95 Т1, для покрытий на сплаве Д16 Т наибольшее значение твердости составляет около 20 ГПа. Для алюминиевой основы все образцы показали значения твердости в диапазоне 1.7–2.3 ГПа. Усредненные по всей толщине ПЭО-покрытий значения механических свойств приведены в табл. 5. Видно, что разница в средних значениях твердости (H_{cp}) и модуля упругости (E_{cp}) меньше, чем погрешность измерений ($\Delta H, \Delta E$).

При трибологических испытаниях для покрытий на обеих подложках наблюдается приработка контактирующих поверхностей на первых десятках метров пробега (рис. 4). На этой стадии наблюдается максимальное значения коэффициен-

Таблица 5. Механические свойства, усредненные по толщине ПЭО покрытий

Подложка	Твердость, ГПа		Модуль Юнга, ГПа	
	H_{cp}	ΔH	E_{cp}	ΔE
Д16 Т	18.1	3.5	247	31
В95 Т1	19.5	5.5	239	40

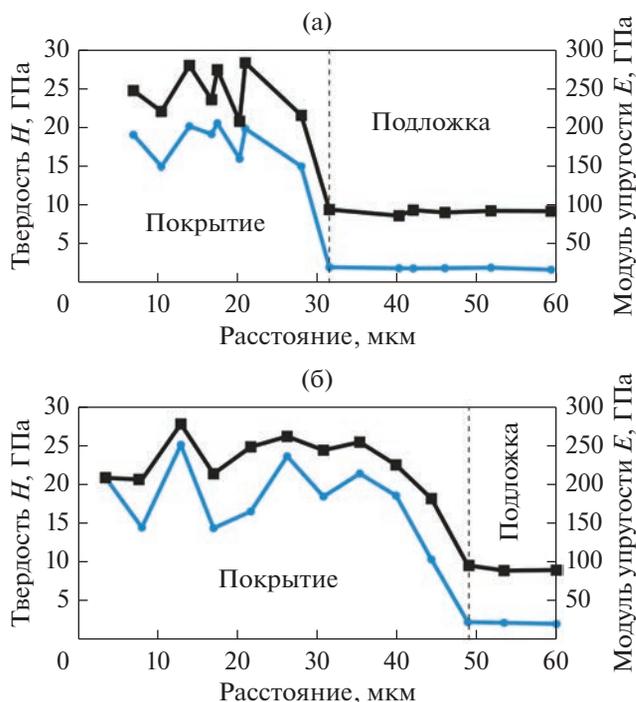


Рис. 3. Распределение твердости (●) и модуля упругости (■) по толщине ПЭО-покрытия на сплавах Д16 Т (а) и В95 Т1 (б).

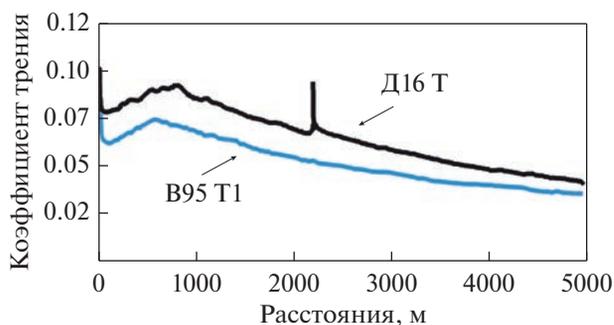


Рис. 4. Экспериментальные зависимости коэффициента трения от пробега для ПЭО покрытий на подложках Д16 Т и В95 Т1.

та трения (к.т.) за все испытание, после чего к.т. опускается до значений ниже 0.1. Наименьшим установившимся к.т. (0.036) и наименьшим приведенным износом (1.09×10^{-7} мм³/Н/м) обладает образец покрытия на сплаве В95 Т1. Наибольший износ (4.81×10^{-7} мм³/Н/м) у образца покрытия на сплаве Д16 Т (табл. 6).

Эти результаты согласуются с данными по микроструктуре ПЭО-покрытий (рис. 1): покрытия на В95 Т1 имеют гладкую трибологическую кривую, а на кривой для покрытий на Д16 Т заметны колебания значений коэффициента трения, в том числе резкий всплеск. Вероятно, эти

Таблица 6. Трибологические характеристики исследованных ПЭО-покрытий на разных подложках

Подложка	Приведенный износ, 10^{-7} мм ³ /Н/м		Коэффициент трения			
	образца	контртела	начальный	максимальный	средний	конечный
Д16 Т	4.807	0.708	0.169	0.169	0.062	0.038
В95 Т1	1.086	0.540	0.099	0.102	0.050	0.036

отличия связаны с локальным когезионным разрушением при испытаниях.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С применением прецизионных методов исследований проведен сравнительный анализ структуры и свойств функциональных покрытий, сформированных на поверхности алюминиевых сплавов В95 Т1 и Д16 Т методом плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО), и сделаны следующие выводы:

1. Формируемые покрытия имеют дефекты двух типов: округлые пористые зоны вблизи металлической основы и расслойные трещины вблизи поверхности. Образование округлых пористых зон в покрытии увеличивается с повышением содержания меди в сплаве, что выражено на образцах из сплава Д16 Т.

2. Формируемое при одинаковых режимах ПЭО покрытие на подложке сплава В95 Т1 отличается большей однородностью по структуре и толщине оксидного слоя, содержит меньше дефектов.

3. С точки зрения адгезионной прочности лучшими являются ПЭО-покрытия на сплаве В95 Т1 (63.0 ± 4.4 Н), покрытия на сплаве Д16 Т разрушаются при значительно меньшей нагрузке (49.0 ± 3.4 Н).

4. Изменение твердости по сечению ПЭО-покрытия носит волнообразный характер. Наибольшее значение твердости 25 ГПа показало покрытие на сплаве В95 Т1, а наименьшее 20 ГПа на сплаве Д16 Т, однако разница в средних значениях твердости и модуля упругости меньше, чем погрешность их измерений.

5. Все образцы выдержали трибологические испытания под водой с сохранением ПЭО слоев до окончания испытания. Наименьшим установившимся коэффициентом трения (0.036) и наименьшим приведенным износом (1.09×10^{-7} мм³/Н/м) обладает покрытие на образце из сплава В95 Т1. Приведенный износ покрытия на образце сплава Д16 Т составил 4.81×10^{-7} мм³/Н/м, что в 4.4 раза выше, чем для ПЭО покрытия на сплаве В95 Т1.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Московского Политехнического Университета в рамках программы грантов им. П.Л. Капицы (подготовка сплавов с ПЭО покрытием, мик-

роструктурный анализ (СЭМ, МРСА)), а также Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № 0718-2020-0034) (in-situ изучение механизмов деформации и разрушения покрытий).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Sabitini G., Leschini L., Martini C., William J.A., Hutchings I.M.* Improving sliding and abrasive wear behavior of cast A356 and wrought AA7075 aluminum alloys by plasma electrolytic oxidation // *Mater. Des.* 2010. V. 31. P. 816–828.
2. *Liu C., Wang Q., Cao X., Cha L., Ye R., Ramachandran C.S.* Significance of plasma electrolytic oxidation treatment on corrosion and sliding wear performances of selective laser melted AlSi10Mg alloy // *Mater. Characteriz.* 2021. V. 181. P. 111479.
3. *Krishna L.R., Purnima A.S., Wasekar N.P., Sundararajan G.* Kinetics and properties of micro arc oxidation coatings deposited on commercial Al alloys // *Metall. Mater. Trans.* 2007. V. 38. P. 370–378.
4. *Muhaffel F., Baydogan M., Cimenoglu H.* A study to enhance the mechanical durability of the MAO coating fabricated on the 7075 Al alloy for wear-related high temperature applications // *Surface & Coatings Techn.* 2021. V. 409. P. 126843.
5. *Agureev L., Savushkina S., Ashmarin A., Borisov A., Apelfeld A., Anikin K., Tkachenko N., Gerasimov M., Shcherbakov A., Ignatenko V., Bogdashkina N.* Study of Plasma Electrolytic Oxidation Coatings on Aluminum Composites // *Metals.* 2018. V. 8. P. 459.
6. *Шамров А.С., Кокарев В.Н.* Высокоэффективные легкие погружные многоступенчатые электроцентробежные насосы для добычи нефти в осложненных условиях // *Нефтегазовые технологии и аналитика.* 2018. № 2. С. 14–22.
7. *Шамров А.С., Кокарев В.Н.* Новая технология промышленного производства износостойких деталей трубопроводной арматуры из алюминиевых сплавов с защитным керамическим наноструктурным покрытием // *Вестник арматурщика.* 2014. № 6(19). С. 48–50.
8. *Wang P., Wu T., Xiao Y.T., Zhang L., Pu J., Cao W.J., Zhong X.M.* Characterization of micro-arc oxidation coatings on aluminum drill pipes at different current density // *Vacuum.* 2017. V. 142. P. 21–28.
9. *Akopyan T.K., Gamin Y.V., Galkin S.P., Prosviryakov A.S., Aleshchenko A.S., Noshin M.A., Koshmin A.N., Fomin A.V.* Radial-shear rolling of high-strength aluminum alloys: Finite element simulation and analysis of microstructure and

- mechanical properties // Mater. Sci. Eng. A. 2020. V. 786. P. 139424.
10. *Akopyan T.K., Belov N.A.* Approaches to the design of the new high-strength casting aluminum alloys of 7xxx series with high iron content // Non-ferrous Metals. 2016. № 1. P. 20–27.
 11. *Sun L., Guo Y., Chen L., Zhao G.* Effects of solution and aging treatments on the microstructure and mechanical properties of cold rolled 2024 Al alloy sheet // JMR&T. 2021. V. 21. P. 1126–1142.
 12. *Ракоч А.Г., Гладкова А.А., Дуб А.В.* Плазменно-электролитическая обработка алюминиевых и титановых сплавов. М.: Издательский Дом “МИСиС”, 2017. 160 с.
 13. *Markov M.A., Bykova A.D., Krasikov A.V., Farmakovskii B.V., Gerashchenkov D.A.* Formation of Wear- and Corrosion-Resistant Coatings by the Microarc Oxidation of Aluminum // Refract. Ind. Ceram. 2018. V. 59. P. 207–214.
 14. *Rakoch A.G., Khabibullina Z.V., Volkova O.V., Borko A.V., Van Tuan T., Suminov I.V., Zhukov S.V.* Influence of current density and duration of PET of AA2024 alloy on the rate and growth mechanisms of a coating’s wear-resistant anticorrosive inner layer // Int. J. Corros. Scale Inhib. 2021. V. 10. P. 1621–1637.
 15. *Gulec A.E., Gencer Y., Tarakci M.* The characterization of oxide based ceramic coating synthesized on Al–Si binary alloys by microarc oxidation // Surf. Coating. Technol. 2015. V. 269. P. 100–107.
 16. *Gencer Y., Gulec A.E.* The effect of Zn on the microarc oxidation coating behavior of synthetic Al–Zn binary alloys // J. Alloys Compd. 2012. V. 525. P. 159–165.
 17. *Cengiz S., Tarakci M., Gencer Y., Devecili A.O., Azakli Y.* Oxide based ceramic coating on Al–4Cu alloy by microarc oxidation // Acta Phys. Pol. A. 2013. V. 123. P. 445–448.
 18. *Tarakci M.* Plasma electrolytic oxidation coating of synthetic Al–Mg binary alloys // Mater. Char. 2011. V. 62. P. 1214–1221.
 19. *Gencer Y., Tarakci M., Gulec A.E., Oter Z.C.* Plasma electrolytic oxidation of binary Al–Sn alloys // Acta Phys. Pol. A. 2014. V. 125. P. 659–663.
 20. *Cengiz S.* Synthesis of eutectic Al–18Ce alloy and effect of cerium on the PEO coating growth // Materials Chemistry and Physics. 2020. V. 247. P. 122897.
 21. *Oh Y.-J., Mun J.-I., Kim J.-H.* Effects of alloying elements on microstructure and protective properties of Al₂O₃ coatings formed on aluminum alloy substrates by plasma electrolysis // Surface & Coatings Technology. 2009. V. 204. P. 141–148.
 22. *Tillous K., Toll-Duchanoy T., Bauer-Grosse E., Hericher L., Geandier G.* Microstructure and phase composition of microarc oxidation surface layers formed on aluminium and its alloys 2214-T6 and 7050-T4 // Surface & Coatings Technology. 2009. V. 203. P. 2969–2973.
 23. *Venugopal A., Srinath J., Rama Krishna L., Ramesh Narayanan P., Sharma S.C., Venkitakrishnan P.V.* Corrosion and nanomechanical behaviors of plasma electrolytic oxidation coated AA7020-T6 aluminum alloy // Mater. Sci. Eng., A. 2016. V. 660. P. 39–46.
 24. *Arunnelliappan T., Kishore babu N., Rama Krishna L., Ramesh Babu N.* Influence of frequency and duty cycle on microstructure of plasma electrolytic oxidized AA7075 and the correlation to its corrosion behavior // Surf. Coat. Technol. 2015. V. 280. P. 136–147.
 25. *Wu T., Blawerta C., Zheludkevich M.L.* Influence of secondary phases of AlSi₅Cu₃ alloy on the plasma electrolytic oxidation coating formation process // J. Mater. Sci. & Techn. 2020. V. 50. P. 75–85.
 26. *Veys-Renaux D., Rocca E.* Initial stages of multi-phased aluminium alloys anodizing by MAO: micro-arc conditions and electrochemical behavior // J. Solid State Electrochem. 2015. V. 19. P. 3121–3129.
 27. *Петржик М.И., Левашов Е.А.* Современные методы изучения функциональных поверхностей перспективных материалов в условиях механического контакта // Кристаллография. 2007. Т. 52. № 6. С. 1002–1010.