

УДК 629.7.023

Я.С. Кузин<sup>1</sup>, М.А. Фомина<sup>1</sup>, И.А. Козлов<sup>1</sup>, А.Е. Кутырев<sup>1</sup>

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННОГО  
ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДНОГО ПОКРЫТИЯ,  
СФОРМИРОВАННОГО НА АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ  
СИСТЕМЫ Al–Cu–Mg–Li**

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-45-70-79

*Проведены исследования плазменного электролитического оксидного покрытия, формируемого с применением силикатно-фосфатного электролита на образцах листового полуфабриката из алюминий-литиевого сплава 1441-T1. Установлено, что толщина покрытия имеет линейную зависимость от времени в интервале от 30 до 165 мин. Проведен анализ химического состава и механизма формирования плазменного электролитического покрытия. Исследование его структуры позволило установить зависимость свойств (микротвердость, сопротивление пробоя) от пористости и других внутренних дефектов.*

**Ключевые слова:** *алюминиевые сплавы, конверсионные покрытия, оксидирование, покрытия, плазменное электролитическое оксидирование, микротвердость покрытия, механизм роста покрытия.*

Ya.S. Kuzin<sup>1</sup>, M.A. Fomina<sup>1</sup>, I.A. Kozlov<sup>1</sup>, A.E. Kutyrev<sup>1</sup>

**STRUCTURE AND PROPERTIES  
OF PLASMA ELECTROLYTIC OXIDE COATING  
FORMED ON ALUMINUM ALLOY OF Al–Cu–Mg–Li SYSTEM**

*In work researches of the plasma electrolytic oxide covering formed with application of silicate and phosphatic electrolit on samples of a sheet semi-finished product from aluminum – a lithium alloy 1441-T1 are conducted. It is established that thickness of a covering has linear dependence on time in the range from 30 till 165 min. The analysis of a chemical composition and the mechanism of formation of a plasma electrolytic covering is carried out. Research of structure of a covering allowed to establish dependence of properties (microhardness, breakdown resistance) from porosity and other internal defects.*

**Keywords:** *aluminum alloys, conversion coatings, oxidation, coatings, plasma electrolytic oxidation, microhardness of the coating, mechanism of coating growth.*

---

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

**Введение**

Алюминиевые сплавы в настоящее время являются основным конструкционным материалом авиационной техники [1]. С целью повышения прочностных, весовых, коррозионных и технологических свойств алюминиевых сплавов на протяжении более 100 лет по всему миру ведутся работы по совершенствованию их химического состава [2–4], технологии выплавки [5–7], деформации [8–10], термической обработки [11, 12], химической и электрохимической обработки [13–15]. Наиболее интересным и интенсивно развивающимся направлением для алюминиевых сплавов авиационного назначения безусловно является развитие алюминий-литиевых сплавов. Академик РАН И.Н. Фридляндер во второй половине прошлого века в своих трудах [16, 17] прогнозировал перспективы

успешного освоения свариваемых алюминий-литиевых сплавов взамен традиционно применяемых [18–20]. На протяжении последних десятилетий в России и за рубежом активно ведутся исследования в области разработки и освоения технологий изготовления полуфабрикатов из алюминий-литиевых сплавов.

Мировые производители авиационной и космической техники, начиная с 1980-х гг., расширяют номенклатуру деталей и сборочных единиц из алюминий-литиевых сплавов [21–23]. Данные материалы нашли широкое применение в качестве обшивочных листов фюзеляжа, панелей крыла и в ряде элементов силового набора планера изделий авиационной техники.

Совершенствуются и технологии защиты алюминиевых сплавов неметаллическими неорганическими покрытиями [14, 24–27]. Нанесение таких покрытий происходит преимущественно за счет химических или электрохимических процессов окисления в растворах электролитов [28]. Следует отметить, что технология плазменного электролитического оксидирования является одной из самых прогрессивно развивающихся в последнее время технологий защиты легких сплавов от коррозии [29–32]. Покрытия, формируемые по технологии плазменного электролитического оксидирования, позволяют обеспечить высокую износостойкость поверхности алюминиевых сплавов, при этом используемые электролиты практически не содержат вредных химических соединений [33–35].

Однако в настоящее время крайне мало известно о протекании процесса плазменного электролитического оксидирования на алюминий-литиевых сплавах и влиянии их химического состава на структуру и свойства покрытия [36–38]. Отечественные и зарубежные научные коллективы в основном работают с малолегированными сплавами или чистым алюминием [39–41]. Данный факт обусловлен чрезвычайным многообразием способов реализации процесса плазменного электролитического оксидирования за счет варьирования токовых режимов и составов электролитов. При этом влиянию фазового и химического составов поверхности сплавов на свойства плазменного электролитического оксидного покрытия при исследованиях уделяется крайне мало внимания. Поэтому изучение свойств данного покрытия, формируемого на поверхности алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg–Li, является весьма актуальной задачей, а полученные результаты позволят уточнить дальнейшие направления развития технологии плазменного электролитического оксидирования применительно к алюминий-литиевым сплавам.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 17.1. «Экологически безопасные, плазменные электролитические покрытия для легких сплавов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [42].

### Материалы и методы

Исследования проводили на образцах из листового полуфабриката толщиной 3 мм алюминий-литиевого сплава 1441-T1 (на каждый вариант исследований использовали по 5 и более образцов).

Содержание основных легирующих элементов в сплаве 1441-T1, % (по массе):

Al	Mg	Cu	Li
Основа	0,9	1,8	1,8

Подготовку поверхности образцов перед нанесением плазменного электролитического оксидного покрытия проводили с помощью травления образцов в растворе щелочи при температуре 50–55 °С с последующим снятием шлама в растворе азотной кислоты при температуре 20–25 °С.

Формирование на поверхности образцов из алюминиевого сплава 1441-T1 плазменного электролитического оксидного покрытия осуществляли при температуре от 20 до 25 °С в водном растворе электролита, имеющего следующий состав: 10 г/л натриевого жидкого стекла, 10 г/л гидроксида натрия и 5 г/л тринатрийфосфата. Нанесение покрытий проводили в ваннах из поливинилхлорида, оборудованных системой поддержания постоянной температуры растворов электролита.

В качестве источника тока использовали установку плазменного электролитического оксидирования MicroArc-3.0 производства ООО НПП «ИНСИТЕК» (Россия), которая обеспечивает амплитуду катодного и анодного поляризующих импульсов до 600 В. Значения плотности тока, длительности импульсов, соотношений амплитуд анодного и катодного импульсов тока для всех исследуемых вариантов оставались неизменными.

Анализ топографии поверхности плазменного электролитического покрытия осуществляли методом конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (CLSM) с применением оптического профилометра Plu NEOX Sensofar-Tech. Толщину плазменного электролитического оксидного покрытия измеряли вихретоковым методом с применением толщиномера MiniTest 2100 и датчика N02. На каждую сторону образца приходилось не менее 5 измерений.

Среднее значение потенциала пробоя покрытий определяли по результатам не менее 5 измерений с помощью универсальной пробойной установки УПУ-5М (ООО НПП «НИТА», Россия).

Исследование структуры покрытия проводили на поперечных шлифах образцов с покрытием методом растровой микроскопии на растровом электронном микроскопе в режимах вторичных (SEI) и обратноотраженных (BEC или COMPO) электронов.

Микротвердость поверхности определяли по величине отпечатка внедряемого индентора при заданной и постоянной нагрузке 0,0981 Н в течение 15 с методом Виккерса на микротвердомере фирмы Emco-test DuraScan. В качестве индентора использовали четырехгранную алмазную пирамиду с углом при вершине, равным 136 градусов. Количество точек измерения составляло не менее 5 на каждый образец.

### Результаты и обсуждение

Проведенные наблюдения за поверхностью образцов из алюминий-литиевого сплава 1441-T1 при реализации процесса плазменного электролитического оксидирования позволили установить, что, как и для других сплавов, наблюдаются несколько стадий формирования оксидного слоя, включающих люминесценцию (рис. 1, *а*), многочисленные микроплазменные разряды на всей поверхности (рис. 1, *б*) и последующее их количественное уменьшение (рис. 1, *в*).

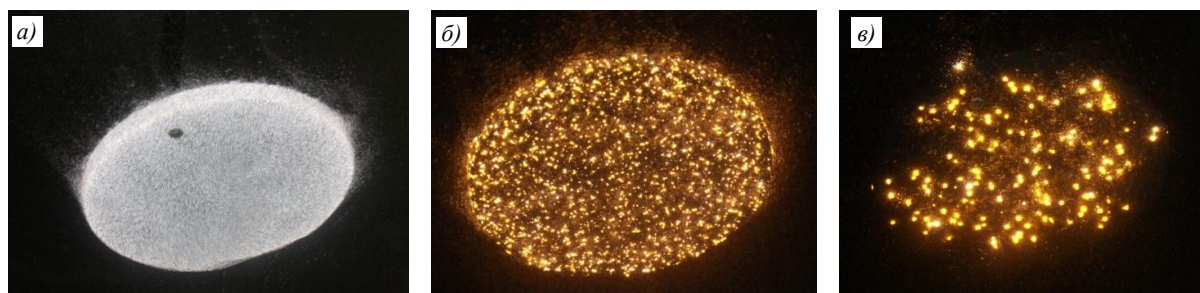


Рис. 1. Внешний вид образцов из сплава 1441-T1 в процессе реализации плазменного электролитического оксидирования после 5 (*а*), 30 (*б*) и 60 мин (*в*) оксидирования

Анализ внешнего вида покрытия после 30, 60, 120 и 165 мин оксидирования показал, что на образцах формируется светло-серое оксидное покрытие. При этом после 30 мин оксидирования покрытие повторяет структуру алюминиевого сплава, отчетливо видны зерна. В дальнейшем с увеличением продолжительности оксидирования, а следовательно и толщины покрытия, внешний вид становится однотонным – серым.

При анализе линейной зависимости толщины покрытия от продолжительности его нанесения установлено, что данная зависимость сохраняется до 165 мин оксидирования. После 30 мин толщина плазменного электролитического оксидного покрытия составляет ~ (16–18) мкм. Дальнейшее увеличение продолжительности формирования покрытия до 60 мин позволяет достичь толщины только 22–24 мкм. Далее толщина покрытия растет с одинаковой скоростью и находится в пределах 48 мкм/ч (рис. 2). При прочих равных технологических параметрах процесса плазменного электролитического оксидирования скорость роста покрытия существенно уступает аналогичному параметру при нанесении покрытия на традиционные сплавы типа Д16-Т или АК6 [30].

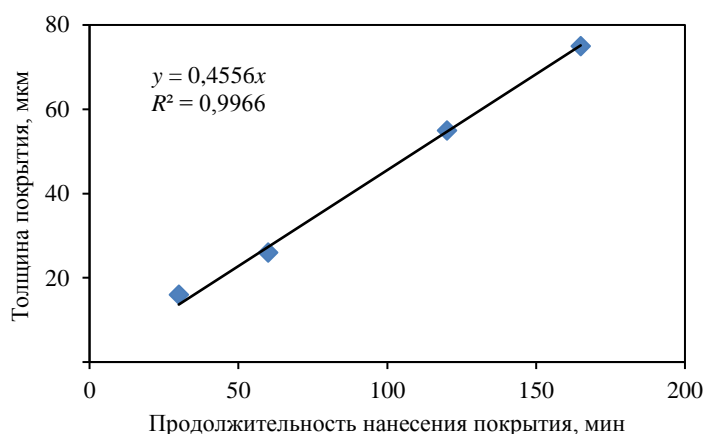


Рис. 2. Зависимость толщины покрытия от продолжительности нанесения

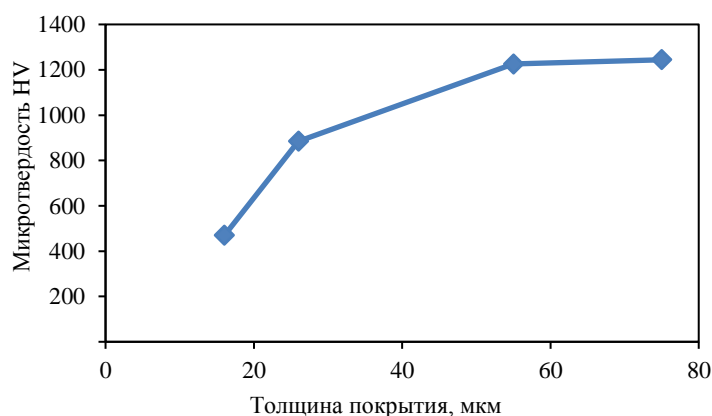


Рис. 3. Зависимость микротвердости плазменного электролитического оксидного покрытия от толщины

Исследования изменения микротвердости плазменного электролитического оксидного покрытия, формируемого на образцах из алюминий-литиевого сплава 1441-Т1 позволили установить, что значение микротвердости покрытия достигает максимума после 120 мин оксидирования и составляет HV<sub>0,25</sub> ≈ 1250 (рис. 3). На начальных стадиях

формирования плазменного электролитического оксидного покрытия после 30 мин оксидирования микротвердость составляет порядка HV<sub>0,1</sub>≈450–490, что превышает в 2 раза значения твердости традиционных анодно-оксидных покрытий, формируемых на сплавах, легированных медью. Дальнейшее увеличение продолжительности оксидирования до 60 мин приводит к возрастанию микротвердости в 2 раза – до HV<sub>0,1</sub>≈890–900. Во временном интервале от 120 до 165 мин оксидирования значение микротвердости покрытия остается практически неизменным, однако толщина покрытия увеличивается.

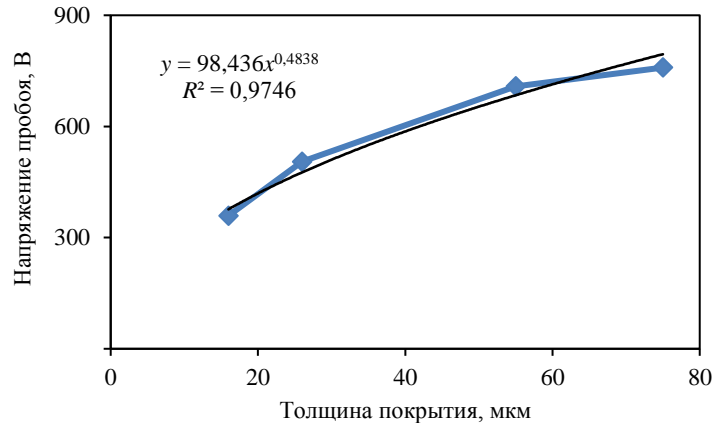


Рис. 4. Зависимость напряжения пробоя от толщины покрытия

В связи с особенностями применения плазменного электролитического оксидного покрытия немаловажными показателями, которые необходимо учесть, являются его диэлектрические свойства. Проведенные исследования сопротивления пробоя покрытия, сформированного на алюминий-литиевом сплаве, позволили установить, что значение данного показателя практически прямо пропорционально зависит от толщины формируемого покрытия, однако после достижения толщины 55 мкм (оксидирование в течение 120 мин) происходит значительное снижение скорости роста сопротивления (рис. 4). Изначально, после 30 мин оксидирования, значение данного показателя находилось в пределах 350–370 В. Дальнейшее увеличение длительности оксидирования, а следовательно и роста покрытия, позволяет достичь пробоя уже при 500–520 В. Максимальное значение диэлектрических свойств сформированного плазменного электролитического оксидного покрытия составляет ~750 В.

С целью обоснования полученных данных проведены исследования микроструктуры (рис. 5) и химического состава (см. таблицу) сформированного плазменного электролитического оксидного покрытия в различных временных промежутках – от 30 до 165 мин.

Анализ микроструктуры покрытия (рис. 5) показал, что оно имеет слоистую структуру, насыщенную дефектами (места проведения анализа химического состава покрытия обозначены значком **х**). При анализе структуры плазменного электролитического оксидного покрытия во времени выявлено, что вплоть до 180 мин оксидирования присутствует несколько слоев: верхний слой остается практически неизменной толщины, у внутреннего слоя толщина увеличивается с течением времени. Кроме того, во внутреннем слое присутствуют каналы миграции ионов металла к поверхности, необходимые для роста плазменного электролитического оксидного покрытия. При этом с течением времени становится меньше каналов в покрытии, а их диаметр увеличивается. Данный эффект предположительно обусловлен возрастанием сопротивления, возникающего

на пути ионов, в связи с увеличением толщины покрытия. В процессе оксидирования этот эффект возможно наблюдать как снижение количества микроплазменных разрядов на поверхности образца (рис. 1, в).

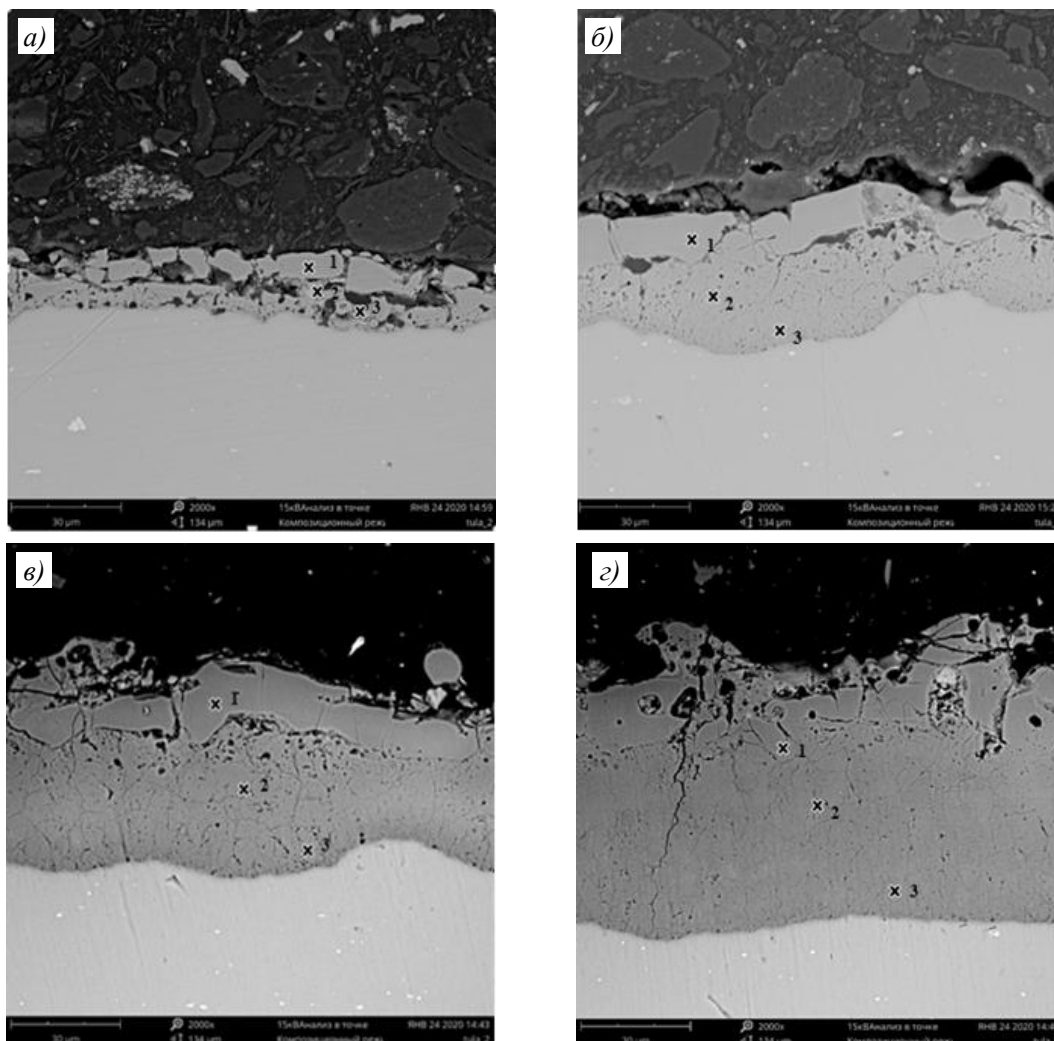
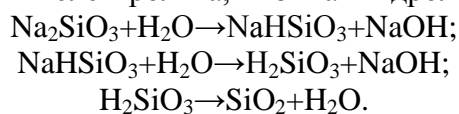


Рис. 5. Микроструктура плазменного электролитического оксидного покрытия, сформированного на сплаве 1441-T1 после 30 (а), 60 (б), 120 (в) и 165 мин (г) оксидирования

Анализ изменения слоев покрытия с течением времени позволил предположить, что в первоначальный момент времени (до 30 мин) в формирование оксидного слоя существенный вклад вносят реакции, реализуемые в катодный полупериод. Так, при наложении тока происходит осаждение солей из электролита и образование диэлектрического слоя. При этом в довольно малый период времени толщина осажденного слоя достигает 5–10 мкм, что создает сопротивление движению заряженных частиц металла к поверхности. Такой барьерный слой провоцирует скопление ионов в местах дефектов пленки и существенный разогрев обрабатываемой поверхности, что приводит к возникновению микроплазменных разрядов (спечение первичного слоя покрытия) (рис. 1, а). В свою очередь термическое воздействие в приповерхностной зоне оказывает воздействие на компоненты электролита, вызывая гидролиз:



Результаты замера химического состава подтверждают предложенный механизм. Верхний слой покрытия характеризуется значительным преобладанием кремния и фосфора. Это соотношение сохраняется вплоть до 165 мин оксидирования.

В связи с тем, что фосфор и кремний осаждаются непосредственно из электролита, верхний слой имеет более плотную структуру. Реализация роста верхнего слоя идет по механизму осаждения оксидов из электролита. Дефекты покрытия наблюдаются только вблизи каналов миграции ионов металла внутреннего слоя. Верхний слой имеет существенное значение при реализации микроплазменных разрядов. Он выполняет барьерную функцию запирающего вентиля и является одним из необходимых условий протекания процесса плазменного электролитического оксидирования.

По достижении необходимой толщины верхнего слоя, приблизительно к 60 мин процесса плазменного электролитического оксидирования, вклад в общую толщину покрытия в большей степени вносит внутренний слой. Миграция ионов позволяет реализовывать процессы образования оксида алюминия.

**Содержание химических элементов в получаемом плазменном электролитическом оксидном покрытии в зависимости от продолжительности нанесения**

Продолжительность нанесения покрытия, мин	Точка замера	Содержание элементов, % (по массе)							
		O	Al	Si	Na	P	Mg	K	Cu
30	1	43,99	51,86	1,36	0,49	0,19	0,75	0,06	0,17
	2	34,84	54,74	6,57	0,87	1,08	0,75	0,46	0,08
	3	43,68	49,08	4,28	0,63	0,94	0,68	0,27	0,03
60	1	48,54	47,26	2,90	0,37	0,12	0,71	0,10	–
	2	46,40	50,39	1,06	0,73	0,17	0,97	0,27	–
	3	41,17	50,40	2,92	1,05	0,77	0,89	2,17	0,62
120	1	48,51	46,64	3,17	0,48	0,12	0,64	0,18	–
	2	47,48	50,45	0,52	0,54	0,10	0,78	0,03	0,12
	3	47,43	48,06	1,86	0,78	0,24	0,87	0,40	0,35
180	1	48,59	46,71	2,88	0,45	0,15	0,61	0,09	0,05
	2	47,08	50,53	0,44	0,46	0,15	0,71	–	0,06
	3	47,98	44,33	2,73	0,96	0,31	0,75	0,77	–

Анализ химического состава внутреннего слоя покрытия косвенно подтвердил выдвинутое предположение. Установлено, что алюминий существенно преобладает над остальными химическими элементами во внутреннем слое покрытия. Увеличение доли концентрации оксида алюминия в общем объеме покрытия косвенно подтверждается существенным увеличением микротвердости покрытия (рис. 3). Изменение пористости покрытия с увеличением его толщины также связано с преобразованием структуры – с увеличением продолжительности оксидирования структура покрытия уплотняется, что приводит к уменьшению дефектов, содержащих воздух или иные газы. Уплотнение связано с растворением соединений меди и заполнением освободившегося объема оксидом алюминия. Такое преобразование структуры вносит свой вклад в изменение скорости роста сопротивления пробоя.

### **Заключения**

Проведенные исследования показали, что скорость роста плазменного электролитического оксидного покрытия на алюминий-литиевом сплаве является постоянной на протяжении 165 мин оксидирования в силикатно-фосфатном электролите.

Установлена прямо пропорциональная зависимость общей толщины покрытия, формируемого на образцах из алюминий-литиевого сплава 1441-T1, от длительности плазменного электролитического оксидирования. При этом установлено, что механизм роста оксидного покрытия на начальной и конечной стадии отличается.

Результаты исследования микротвердости покрытия на различных временных интервалах плазменного электролитического оксидирования позволили подтвердить предположение о прямой связи данного показателя с химическим составом оксидного покрытия. Максимальное значение твердости достигается к 120 мин и остается практически неизменным при дальнейшем продолжении процесса нанесения, также как и содержание алюминия в покрытии.

Установлено, что снижение объемных дефектов в плазменном электролитическом оксидном покрытии с течением времени оксидирования напрямую влияет на диэлектрические свойства поверхности образцов алюминий-литиевого сплава. Сопротивление пробоя практически прямо пропорционально зависит от толщины формируемого покрытия, однако после достижения толщины 50 мкм происходит значительное снижение скорости роста показателя.

#### Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Ключкова Ю.Ю. Алюминий-литиевые сплавы нового поколения и слоистые алюмокомпозиты на их основе // Цветные металлы. 2016. №8. С. 86–91. DOI: 10.17580/tsm.2016.08.13.
2. Каблов Е.Н., Лукина Е.А., Сбитнева С.В., Хохлатова Л.Б., Зайцев Д.В. Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения Al-сплавов // Технология легких сплавов. 2016. №3. С. 7–17.
3. Han L.N., Sui Y.D., Wang Q.D. et al. Effects of Nd on microstructure and mechanical properties of cast Al–Si–Cu–Ni–Mg piston alloys // Alloys Compound. 2017. No. 695. P. 1566–1572.
4. Ключков Г.Г., Грушко О.Е., Ключкова Ю.Ю., Романенко В.А. Промышленное освоение высокопрочного сплава В-1469 системы Al–Cu–Li–Mg // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2014. №7. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.01.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-7-1-1.
5. Shiju L., Chen H., Jinyu F. et al. Evolution of microstructure and properties of novel aluminum-lithium alloy with different roll casting process parameters during twin-roll casting // Materials Characterization. URL: <http://www.semanticscholar.org/paper/Evolution-of-microstructure-and-properties-of-novel-Li-He> (дата обращения: 16.01.2020). DOI: 10.1016/j.mta.2018.100203.
6. Jiaqiang H., Junsheng W., Mingshan Z., Kangmin N. Susceptibility of lithium containing aluminum alloys to cracking during solidification // Materialia. 2019. Vol. 5. Article 100203. DOI: 10.1016/j.mta.2018.100203.
7. Meriç C. Physical and mechanical properties of cast under vacuum aluminum alloy 2024 containing lithium additions // Materials Research Bulletin. 2000. Vol. 35. Is. 9. P. 1479–1494.
8. Ghosh A., Adesola A., Szpunar J.A. Effect of tempering conditions on dynamic deformation behaviour of an aluminium–lithium alloy // Materials & Design. 2015. Vol. 81. P. 1–10.
9. Niraj N., Gurao N.P., Murty N. et al. Microstructure and micro-texture evolution during large strain deformation of an aluminium–copper–lithium alloy AA 2195 // Materials & Design. 2015. Vol. 65. P. 862–868.
10. Odeshi A.G., Tiamiyu A.A., Das D. et al. High strain-rate deformation of T8-tempered, cryo-rolled and ultrafine grained AA 2099 aluminum alloy // Materials Science and Engineering: A. 2019. Vol. 754. P. 602–612.
11. Yang H.L., Ji S.X., Fan Z.Y. Effect of heat treatment and Fe content on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al–Si–Cu alloys // Materials & Design. 2015. No. 85. P. 823–832.
12. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Влияние термической обработки на характеристики сварных соединений высокопрочных алюминийлитиевых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2015. №4. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.01.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-6-6.

13. Yoganandan G., Balaraju J.N., Christopher H.C. et al. Electrochemical and long term corrosion behavior of Mn and Mo oxyanions sealed anodic oxide surface developed on aerospace aluminum alloy (AA2024) // *Surface & Coatings Technology*. 2016. No. 288. P. 115–125.
14. Антипов В.В., Чесноков Д.В., Козлов И.А., Волков И.А., Петрова А.П. Подготовка поверхности алюминиевого сплава В-1469 перед применением в составе слоистого гибридного материала // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2018. №4 (64). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.02.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-59-65.
15. Ma Y., Zhou X., Liao Y. et al. Effect of anodizing parameters on film morphology and corrosion resistance of AA2099 // *Journal of The Electrochemical Society*. 2016. No. 163 (7). P. 369–376.
16. Фридляндер И.Н., Дриц А.М., Вовнянко А.Г. Новые алюминиевые сплавы для ответственных силовых конструкций самолетов // *Авиационная промышленность*. 1985. №6. С. 56–58.
17. Шалин Р.Е., Фридляндер И.Н., Лещинер Л.Н., Бутусова И.В., Кузнецова Н.Б. Алюминиевые сплавы для пассажирских самолетов // *Авиационная промышленность*. 1988. №6. С. 88–89.
18. Фридляндер И.Н., Лещинер Л.Н., Сандлер В.С., Латушкина Л.В., Воробьев О.И., Никольская Т.И. Структура и свойства сплавов системы Al–Cu–Mg–Li // *Авиационная промышленность*. 1986. №8. С. 59–61.
19. Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Алюминий-литиевые сплавы // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2008. №8. С. 22–27.
20. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Нефедова Ю.Н., Козлова О.Ю., Пантелеев М.Д., Осипов Н.Н., Клычев А.В. Технологические особенности изготовления деталей из алюминий-литиевого сплава 1441 // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2018. №10 (70). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.02.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-17-26.
21. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
22. Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
23. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Сенаторова О.Г. Слоистые алюмокомпозиты СИАЛ-1441 и сотрудничество с AIRBUS и TU DELFT // *Цветные металлы*. 2013. №9. С. 50–53.
24. Павловская Т.Г., Волков И.А., Козлов И.А., Наприенко С.А. Экологически улучшенная технология обработки поверхности алюминиевых сплавов // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2016. №7 (43). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.02.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-2-2.
25. Антипов В.В., Петрова А.П., Козлов И.А., Фомина М.А., Волков И.А. Влияние технологических нагревов и способов подготовки поверхности под склеивание на механические свойства алюминиевой фольги из сплава АМг2Н // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2018. №7 (67). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.02.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-10-24.
26. Способ получения покрытия на алюминиевых сплавах: пат. 2547983 Рос. Федерация; заявл. 14.04.14; опубл. 10.04.15.
27. Раствор для уплотнения анодно-окисного покрытия алюминиевых сплавов: пат. 2447201 Рос. Федерация; заявл. 05.04.11; опубл. 10.04.12.
28. Дуюнова В.А., Козлов И.А., Оглодков М.С., Козлова А.А. Современные тенденции анодного оксидирования алюминий-литиевых и алюминиевых сплавов (обзор) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2019. №8 (80). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.01.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-8-79-89.
29. Суминов И.В., Эпельфельд А.В., Людин В.Б. и др. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование). М.: ЭКОМЕТ, 2005. 368 с.
30. Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В. и др. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов: в 2 т. М.: Техносфера, 2011. Т. 2. 512 с.

31. Ракоч А.Г., Бардин И.В. Микродуговое оксидирование легких сплавов // *Металлург*. 2010. №6. С. 58–61.
32. Марков Г.А., Терлеева О.П., Шулепко Е.К. Микродуговые и дуговые методы нанесения защитных покрытий // *Тр. Моск. ин-та нефти и газа им. И.М. Губкина*. М., 1985. С. 54–56.
33. Jovović J., Stojadinović S., Šišović N.M., Konjević N. Spectroscopic characterization of plasma during electrolytic oxidation (PEO) of aluminium // *Surface and Coatings Technology*. 2011. Vol. 206. P. 24–28.
34. Parfenov E.V., Yerokhin A., Nevyantseva R.R., Gorbatkov M.V. Towards smart electrolytic plasma technologies: An overview of methodological approaches to process modelling // *Surface and Coatings Technology*. 2015. Vol. 269. P. 2–22.
35. Hussein R.O., Northwood D.O., Nie X. Coating growth behavior during the plasma electrolytic oxidation process // *Journal of Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces and Films*. 2010. No. 28. P. 766–773.
36. Ying-liang C., Zhi-gang X., Qun W. New findings on properties of plasma electrolytic oxidation coatings from study of an Al–Cu–Li alloy // *Electrochimica Acta*. 2013. No. 107. P. 358–378.
37. Ying-liang C., Jin-hui C., Moke M. High growth rate, wear resistant coatings on an Al–Cu–Li alloy by plasma electrolytic oxidation in concentrated aluminate electrolytes // *Surface & Coatings Technology*. 2015. No. 269. P. 74–82.
38. Voevodin A.A., Yerokhin A.L., Lyubimov V.V. et al. Characterization of wear protective Al–Si–O coatings formed on Al-based alloys by micro-arc discharge treatment // *Surface & Coatings Technology*. 1996. No. 516. P. 86–87.
39. Stojadinovic S., Vasilic R., Belca I. Characterization of the plasma electrolytic oxidation of aluminium in sodiumtungstate // *Corrosion Science*. 2015. No. 52. P. 250–258.
40. Kang L., Wenfang L., Guoge Z., Wen Z. Effects of Si phase refinement on the plasma electrolytic oxidation of eutectic Al–Si alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. No. 790. P. 650–656.
41. Gulec A.E., Gencer Y., Tarakci M., The characterization of oxide based ceramic coating synthesized on Al–Si binary alloys by microarc oxidation // *Surface & Coatings Technology*. 2015. No. 269. P. 100–107.
42. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.