



**МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ
ДЛЯ ПРОТИВОКОРРОЗИОННОЙ
ЗАЩИТЫ**

**MATERIALS AND EQUIPMENT
FOR CORROSION PROTECTION**

doi: 10.31615/j.corros.prot.2023.108.2-4

**Влияние параметров микродугового оксидирования
магниевого сплава AZ91D на свойства и толщину покрытия
(Обзор статей, опубликованных в китайских журналах)**

М.Л. Костерина

ООО «Трансэнергострой»,
РФ, 123056, г. Москва, ул. Зоологическая, д. 26, стр. 2

e-mail: kosterinam@163.com

Аннотация. В работе скомпонован материал научных статей, опубликованных в китайских национальных журналах, по микродуговому оксидированию (МДО) магниевого сплава AZ91D, широко используемого и изучаемого в Китае. Рассмотрено влияние времени оксидирования, плотности тока, рабочего цикла, напряжения и частоты на строение, свойства и скорость роста получаемых оксидных пленок на сплаве магния, сформированных в процессе МДО. Выявлено, что повышение значений параметров процесса МДО в большинстве случаев приводит к возрастанию скорости роста слоя, при этом изменяются строение растущей оксидной пленки и ее коррозионные свойства. Показано, что чем толще покрытие, тем неравномернее его строение, диаметр пор увеличивается, их количество уменьшается, что приводит к снижению коррозионной стойкости оксидной пленки. Наибольшее влияние на толщину и защитные свойства от коррозии оксидных покрытий оказывает напряжение. Показано, что для подбора оптимальных режимов МДО необходимо пользоваться ортогональными методами, с целью получения наиболее коррозионностойких оксидных покрытий на магневом сплаве AZ91D. В статье приводятся режимы для получения микродуговых оксидных покрытий на сплаве AZ91D с высокими коррозионными свойствами.

Ключевые слова: микродуговое оксидирование, магниевый сплав AZ91D, плотность тока, напряжение, рабочий цикл, коррозионностойкость, пористость.

Для цитирования: Костерина М.Л. Влияние параметров микродугового оксидирования магниевого сплава AZ91D на свойства и толщину покрытия // Практика противокоррозионной защиты. – 2023. – Т. 28, № 2. – С. 28-42. doi: 10.31615/j.corros.prot.2023.108.2-4

Статья получена 18.02.2023, опубликована 01.06.2023.

**Micro-arc oxidation parameters effects
on properties and thickness of coatings on AZ91D magnesium alloy
(Review of articles published in Chinese journals)**

M.L. Kosterina

LLC «Transenergostroy»,
str 2, 26, Zoologicheskaya str, Moscow, 119071, Russian Federation

e-mail: kosterinam@163.com

Abstract. The paper arranges the material of scientific articles published in Chinese national journals on microarc oxidation of magnesium alloy AZ91D, widely used and studied in China. The influence of the oxidation time, current density, duty cycle, voltage and frequency on the structure, properties and growth rate of the resulting oxide films formed in the MDO process is described. It is revealed that an increase in the values of the MDO process parameters in most cases leads to an increase of the layer growth rate, while the structure of the growing oxide film and its corrosion properties change. It is shown that the thicker the coating, the more uneven its structure, pores diameter increases, their number decreases, this leads to reduction of the corrosion resistance of the oxide film. Applied voltage has the greatest effect on the thickness and corrosion protection properties of oxide coatings. The necessity of using orthogonal testing methods for the selection of optimal MDO modes in order to obtain the most corrosion-resistant oxide coatings on magnesium alloy AZ91D is shown. Article gives the modes for obtaining microarc oxide coatings on the AZ91D alloy with high corrosion properties.

Keywords: micro-arc oxidation (MAO), AZ91D magnesium alloy, current density, applied voltage, duty cycle, corrosion resistance, porosity.

For citation: Kosterina M.L. Micro-arc oxidation parameters effects on properties and thickness of coatings on AZ91D magnesium alloy. *Theory and Practice of Corrosion Protection*, 28(2), 28-42. doi:10.31615/j.corros.prot.2023.108.2-4

Received February 18, 2023. Published June 01, 2023.

Введение

Магниевого сплава обладают высокой удельной прочностью, виброустойчивостью, электромагнитным экранированием и хорошей теплоотдачей, в сочетании с хорошими литейными свойствами, обрабатываемостью резанием и стабильностью размеров изготовленных из них деталей, благодаря чему их широко применяют в автомобилестроении, аэрокосмической, электронной, военной и химической промышленности [1, 2].

В данной работе будет рассматриваться марка магниевого сплава AZ91D, широко используемая и изучаемая в Китае.

AZ91D относится к литейным магниевым сплавам и характеризуется высокой удельной прочностью, повышенной коррозионной стойкостью по сравнению с чистым магнием. Этот сплав используется для изготовления корпусов электротехнических изделий, малогабаритных, тонких или специальных форм деталей и т.д. Расшифровка марки сплава: А – металлический алюминий (Al), Z – металлический цинк (Zn), 9 – содержание алюминия 9%, 1 – содержание цинка 1%, D – идентификационный код. Химический состав и механические свойства сплава представлены в табл. 1 и 2 соответственно [3].

Аналогичного сплава в России не производится. Наиболее близким по составу и качеству является магниевый сплав МЛ5пч [4].

Основными недостатками магниевых сплавов являются низкая относительная прочность, плохая износостойкость и сравнительно невысокая коррозионная стойкость.

Повышения коррозионной стойкости магниевого сплава AZ91D можно достичь модифицированием поверхности методом микродугового оксидирования (МДО) [5, 6]. МДО – это относительно новая технология, разработанная на основе анодирования, характеризующаяся простотой и экологичностью процесса, а также высокой адаптивностью к форме материала подложки и обрабатываемой детали. Процесс МДО зависит от многих факторов, таких как состав электролита, параметры источника питания и технологического процесса. Все это оказывает большое влияние на толщину, морфологию и эксплуатационные характеристики пленки, в том числе на склонность к коррозии и износостойкость [7-12].

Ниже рассмотрим влияние каждого фактора на рост и качество оксидной пленки отдельно.

Таблица 1. Химический состав магниевого сплава AZ91D

Table 1. Chemical composition of AZ91D magnesium alloy

Основные компоненты / Main components	Mg	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe
AZ91D	Основа / Based	8,5...9,5	0,45...0,90	0,17...0,4	≤0,05	≤0,025	≤0,001	≤0,004

Таблица 2. Механические свойства магниевого сплава AZ91D

Table 2. Mechanical properties of AZ91D magnesium alloy

Наименование материала / Material name	Плотность, г/см ³ / Density, g/cm ³	Температура плавления, °C / Melting temperature, °C	Теплопроводность, Вт/(м·К) / Thermal conductivity, W/mK	Предел прочности, МПа / Tensile strength, MPa	Предел текучести, МПа / Yield point, MPa	Относительное удлинение, % / Elongation, %	Удельная прочность / Specific strength	Модуль Юнга, ГПа / Young's modulus, GPa
AZ91D	1,82	596	72	250	160	7	154	44,8

1. Влияние длительности процесса МДО

В работе [13] микродуговое оксидирование проводили в электролите, содержащем Na_2SiO_3 – 15 г/л, $NaAlO_2$ – 12 г/л, $Na_2B_4O_7$ – 3 г/л, $NaOH$ – 2 г/л, $C_3H_8O_3$ – 5 мл/л и $C_6H_5Na_3O_7$ – 5 г/л при температуре 40 °С, частоте 700 Гц, при различных значениях анодного и катодного токов i_k – 1,2 А/дм² и i_a – 12 А/дм², рабочий цикл – 30 %. Для МДО использовали импульсный источник тока WHD-20. Измерение толщины микродуговой оксидной пленки проводили толщиномером Oxford, поверхностный слой наблюдали с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM-6480. Изучали зависимость толщины пленки от длительности процесса (рис. 1). Установлена линейная зависимость толщины пленки от времени окисления, что указывает на постоянную скорость роста пленки на поверхности сплава AZ91D при одних и тех же параметрах (напряжение, рабочий цикл и т.д., вплоть до частоты). Одновременно с увеличением толщины пленки, растет её неоднородность. Когда интервал времени окисления невелик поверхность пленки относительно плоская и однородная. С увеличением времени процесса микродугового оксидирования на поверхности оксидного слоя увеличивается количество невысоких выпуклых отверстий (пор), равномерно распределенных по плоскости, напоминающих переплетенные

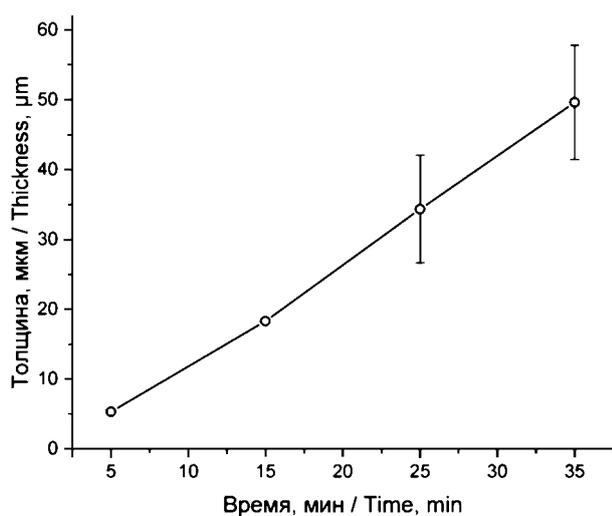


Рис. 1. Зависимость толщины оксидного покрытия от длительности процесса МДО [13]

Fig. 1. Relationships between thickness of MAO coatings and oxidation time [13]

между собой дендриты. Дальнейшее увеличение времени окисления магниевого сплава приводит к разрыхлению поверхностного слоя, количество пор уменьшается, вместе с тем увеличивается их размер, местами появляются микротрещины, поэтому рекомендуется продолжать процесс МДО не более 25 минут.

Изучению свойств оксидных магниевых покрытий на AZ91D, полученных методом микродугового оксидирования в электролите $NaAlO_2$ – 5 г/л, $NaOH$ – 4 г/л, 30%-ный раствор H_2O_2 – 3 мл/л, электрические параметры процесса: частота – 600 Гц, рабочий цикл – 20 %, плотность тока – 0,5 А/дм², время микродугового окисления варьировали от 5 до 25 мин, посвящена работа [14]. Толщину получаемого оксидного покрытия измеряли цифровым толщиномером ТТ230, микротвердость – тестером НХ-1000ТМ. Морфологию оксидного слоя исследовали с помощью низковакуумного сканирующего электронного микроскопа (SEM) JSW-5600LV. Скорость коррозии оценивали по потерям веса образцов по формуле (1):

$$\delta = (W - W_1) / W \cdot 100\% , \quad (1)$$

где δ – скорость коррозии;

W – исходный вес образца до коррозии;

W_1 – вес образца после экспозиции в растворе 3,5%-ного $NaCl$, время выдержки – 48 ч. Продукты коррозии удалялись раствором хромовой кислоты 180 г/л.

Выявлено, что с увеличением времени МДО количество микродуг становится меньше, цвет дуги меняется с белого на оранжево-красный. Когда свет оранжево-красной дуги слишком ярок, то разрушительное воздействие на оксидное покрытие максимально. Толщина пленки значительно увеличивается со временем, но при достижении отметки в 20 минут скорость роста пленки замедляется. Плотность слоя уменьшается с увеличением времени окисления, но уменьшение невелико. Скорость коррозии возрастает с длительностью процесса МДО. Твердость сначала увеличивается, а затем уменьшается, максимальное значение достигается при длительности процесса равным 20 мин.

Влияние более продолжительного вре-

мени МДО на рост толщины покрытия исследовали в [15]. Процесс МДО продолжали 20, 40, 60, 80, 120 и 180 минут соответственно, в оптимизированном силикатном электролите [16], при плотности тока 1 А/дм² (см. рис. 2). Цифровым толщиномером ТТ230 измеряли толщины покрытия, шероховатость поверхности определяли на приборе типа 2206 (Е34-001), адгезию мерили на приборе W-92; сканирующий электронный микроскоп JSM-6700F использовали для наблюдения за морфологией поверхности пленки; при этом пользовались программным обеспечением для анализа изображений DT2000.

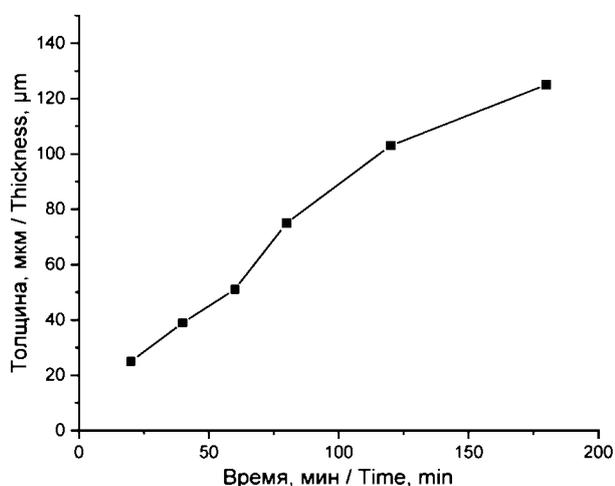


Рис. 2. Зависимость толщины оксидного покрытия от длительности процесса МДО [15]

Fig. 2. Relationships between thickness of MAO coatings and oxidation time [15]

Как видно из рис. 2, толщина слоя пленки продолжает увеличиваться с увеличением времени окисления. Когда процесс окисления составляет 180 мин, толщина покрытия достигает 126 мкм, при времени МДО 20 мин – 25 мкм. Хотя рост пленки продолжается с увеличением времени окисления, скорость уплотнения покрытия уменьшается (уменьшение становится больше после 80 минут процесса МДО).

Одновременно с ростом толщины покрытия активно растет размер и количество пор, формируемого оксидного слоя. Эта тенденция продолжается до 60 мин, достигая значения пористости 13,2%, после чего пористость резко падает до значения 10,7% при 80 минутах и затем плавно достигает

9,8% при 180 мин. Это происходит потому, что когда время окисления составляет 60 минут, интенсивность одиночной дуговой искры в процессе микродугового окисления возрастает, а плотность дугowych искр уменьшается, соответственно размер пор на поверхности пленки становится больше, а общее количество их снижается. Увеличение времени окисления приводит к появлению трещин в покрытии. Коррозионная стойкость оксидной пленки на поверхности AZ91D повышается с увеличением длительности МДО и имеет максимальное значение при 40 мин, после чего снижается.

В то же время, как показало исследование, скорость роста покрытия сохраняет почти прямолинейную зависимость от времени окисления и при различных типах источника тока (рис. 3). Результаты испытаний показывают, что источник питания с разрядным контуром обладает более высокой эффективностью по сравнению с биполярным импульсным источником питания [17].

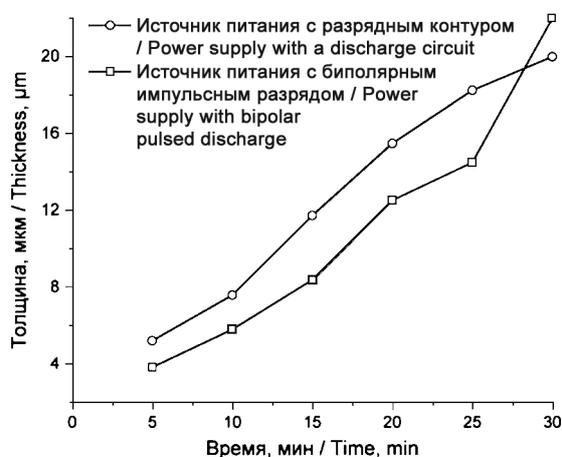


Рис. 3. Зависимость толщины оксидного покрытия от длительности процесса МДО [17]

Fig. 3. Relationships between thickness of MAO coatings and oxidation time [17]

2. Влияние рабочего цикла (коэффициента заполнения последовательности импульсов) МДО

На самостоятельно разработанном биполярном импульсном источнике питания исследовали зависимость скорости роста толщины оксидной пленки от рабочего цикла микродугового окисления в оптимизи-

рованном силикатном электролите. Температура электролита находилась в диапазоне 20...40 °С, частота составляла 700 Гц, время оксидирования 30 мин, рабочий цикл варьировался – 10%, 15%, 20%, 25% и 35% соответственно. Капельным методом по стандарту NB5061-77 определяли качество покрытия. Толщину микродуговой оксидной пленки измеряли цифровым толщиномером ТТ260, морфологию покрытия изучали эмиссионным сканирующим электронным микроскопом JSM-6700F, фазовый состав анализировали рентгеновским дифрактометром D/MAX-2400 (Япония) с излучением $\text{Cu } K_{\alpha}$, скорость сканирования 0,02(°)/с. Поверхностная пористость и распределение пор по площади поверхности были рассчитаны с помощью программного обеспечения Image J. Как видно из представленного *рис. 4*, изменение рабочего цикла от 10 до 35 % оказывает незначительное влияние на толщину формируемой оксидной пленки методом МДО. Максимальную толщину пленка имеет при 15% рабочего цикла, минимальную – при 35 %.

С увеличением рабочего цикла пористость покрытия возрастает. Когда рабочий цикл составляет 15%, пористость достигает минимального значения – около 10%. В это время размер пор на поверхности оксидной пленки составляет 1...3 мкм, а их количество около 65% от общего количества пор имеющихся в покрытии. Количество пор размером выше 10 мкм невелико по отно-

шению к количеству таких же пор, находящихся в сформированном покрытии при более высоких рабочих циклах. Следовательно, поверхностная пористость пленки возрастает при увеличении рабочего цикла, т.к. увеличивается общее количество отверстий и количество макропор. Коррозионная стойкость оксидной пленки увеличивается с рабочим циклом незначительно, когда рабочий цикл составляет 15%, коррозионная стойкость пленки максимальна [18].

Подобный результат получили исследователи Ghang Xianfeng, Jiang Bailing [11]. Толщина оксидной пленки практически не изменялась при повышении рабочего цикла от 5 до 50%.

Более широкий диапазон влияния рабочего цикла на рост толщины оксидного покрытия изучался в работе [19]; использовался импульсный источник питания с разрядным контуром. Покрытие наносили в электролите: Na_2SiO_3 – 13 г/л, KF – 12 г/л, NaOH – 4 г/л, при температуре 30 °С в течение 10 мин с частотой импульсов 667 Гц (период импульса 1500 мкс), регулируя параметр рабочего цикла: 10%, 20%, 30%, 40%, 50%, 60%, 70%, 80% соответственно.

Величина рабочего цикла определяет продолжительность окисления, поэтому она оказывает значительное влияние на скорость пленкообразования (*рис. 5*). Можно видеть, что при рабочем цикле от 20% до 40% скорость роста пленки значительно

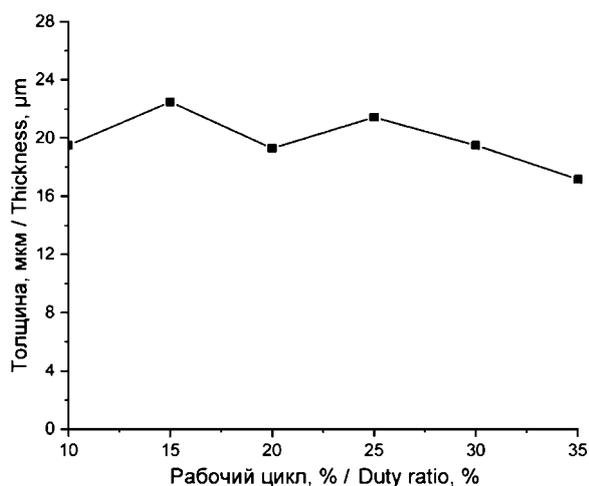


Рис. 4. Зависимость толщины оксидного покрытия от величины рабочего цикла [18]

Fig. 4. Relationship between thickness of MAO coatings and duty ratio [18]

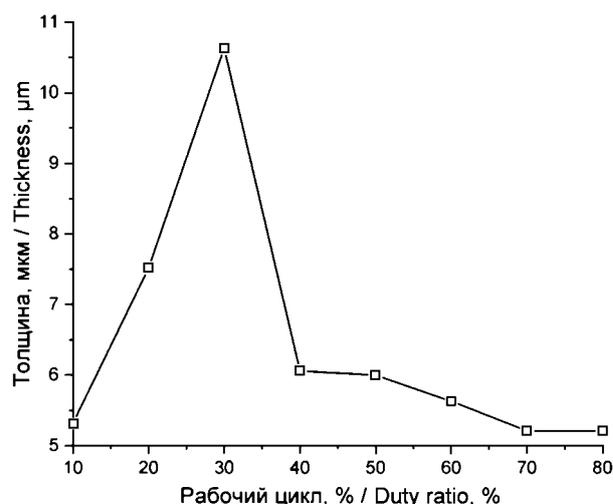


Рис. 5. Зависимость толщины покрытия от величины рабочего цикла [19]

Fig. 5. Relationship between thickness of MAO coatings and duty ratio [19]

выше, чем при других рабочих циклах.

Коррозионная стойкость пленки, сформированной при рабочем цикле 30%, лучше, чем у пленки, полученной при рабочем цикле 50%; по мере увеличения рабочего цикла коррозионная стойкость пленки уменьшается. Чем меньше рабочий цикл, тем меньше энергии подается от источника питания, поэтому реакция окисления протекает относительно медленно, а циркуляция горячей и холодной воды в месте разряда дуги не такая интенсивная. Следовательно, сила связывания пленочного слоя и подложки сильнее и ее коррозионная стойкость лучше, чем у покрытий, сформированных с более высоким рабочим циклом.

Другую зависимость влияния рабочего цикла на скорость роста оксидной пленки наблюдали в работе [13] (рис. 6). С увеличением рабочего цикла толщина слоя пленки постепенно увеличивается. Когда рабочий цикл превышает 50%, толщина слоя пленки увеличивается значительно. Авторы связывают данный эффект влиянием рабочего цикла на значения конечного напряжения. С увеличением рабочего цикла конечное напряжение МДО постепенно увеличивается. Когда рабочий цикл составляет 70%, конечное напряжение микродугового оксидирования достигает 461 В, что на 121 В выше, чем конечное напряжение с рабочим циклом 30%.

Подобную зависимость – возрастания

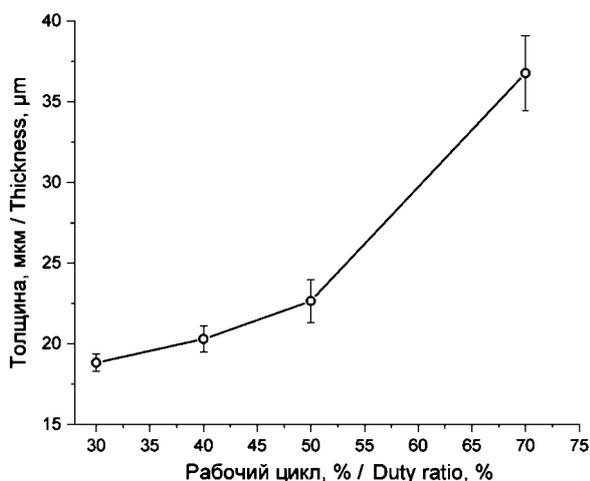


Рис. 6. Зависимость толщины оксидной пленки от рабочего цикла [13]

Fig. 6. Relationship between thickness of MAO coatings and duty ratio [13]

тощины оксидной пленки от увеличения рабочего цикла выявили Zhen JingRan Lu YinChuan (см. табл. 3) [20]. Зависимость имеет немного другой характер, что объясняется отличными электрическими параметрами МДО и составом электролита: Na_2SiO_3 – 18 г/л, $\text{C}_3\text{H}_8\text{O}_3$ – 21 г/л, NaOH – 6 г/л, KF – 20 г/л, напряжение – 200 В, частота – 1000 Гц, импульсный источник питания. Строение пленок изучали методами сканирующей электронной микроскопии (Philips XL-30 E (SEM)).

Таблица 3. Толщина микродуговой оксидной пленки при различных рабочих циклах [20]

Table 3. Thickness of MAO coatings at various duty ratio [20]

Рабочий цикл, % / Duty ratio, %	10	20	40	60
Толщина пленки, мкм / Thickness of coatings, μm	12	26	28	28,2

Однако описание протекания процесса МДО на поверхности магниевого сплава в последних двух работах схожи. При малых рабочих циклах поверхность образца плотно усеяна крошечными искрами, благодаря чему размер микропор, образующихся после разряда, относительно невелик и размер расплавленных частиц вокруг микропор относительно мал. С увеличением рабочего цикла процесс микродугового окисления протекает интенсивнее, энергия разряда одиночного импульса локализуется и увеличивается. В месте пробоя оксидного слоя наблюдается выброс большого количества расплавленного вещества. Расплав выбрасывается по каналу разряда и охлаждается электролитом с образованием более крупных пор на месте пробоя; размер расплавленных частиц вокруг пор становится больше – происходящее напоминает извержение вулкана, при этом поверхностный слой пленки становится неравномерным,

рыхлым, с низкой плотностью.

Коррозионная стойкость слоя пленки уменьшается с увеличением рабочего цикла [11, 19, 20]. Пленки обладающие наивысшей стойкостью к коррозии получены при рабочем цикле, находящемся в диапазоне 20...40% [14, 19, 20].

3. Влияние плотности тока

Зависимость скорости роста толщины оксидных пленок при различных плотностях тока и времени МДО подобны (рис. 7 и рис. 8) [20, 21]. Толщина пленки увеличивается прямо пропорционально времени на ранней стадии МДО, после 20 минут обработки скорость роста пленки замедляется. Повышение плотности тока при малых временах процесса МДО приводит к ускорению скорости окисления металлической поверхности из-за повышенной миграции и скорости осаждения отрицательно заряженных коллоидных частиц из электролита на поверхность металла, что сопровождается резким ростом напряжения [13]. Увеличение времени МДО при низких плотностях тока приводит к тому, что напряжение выходит на плато, в то время как при высоких плотностях тока напряжение падает и остается на более низких значениях. Это связано с тем, что с увеличением толщины растет и сопротивление пробоем пленки. Следовательно, со временем стадия равномерного распределения микродуг заканчивается, когда на поверхности сформировался плотный слой, и переходит в стадию локальных дуговых пробоев оксидной пленки большей интенсивности [13, 20].

Выявлено, что по мере увеличения плотности тока на поверхности образца появляется все больше и больше искр, реакция становится все более и более интенсивной. Поверхность оксидной пленки становится все более шероховатой и грубой. Скорость коррозии и толщина пленки варьируется в зависимости от плотности тока, чем выше значения плотности тока, тем интенсивнее коррозия и толщина покрытия. Плотность оксидного слоя уменьшается с увеличением плотности тока. Твердость покрытия сначала увеличивается, а затем начинает уменьшаться после достижения максимального значения, примерно при плотности тока $1,5 \text{ A/dm}^2$ [14].

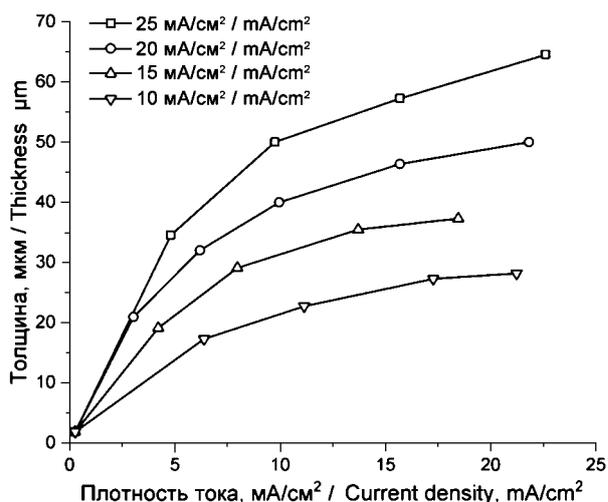


Рис. 7. Зависимость толщины пленки от времени при различных плотностях тока [20]

Fig. 7. Relationship between thickness of MAO coatings and current density [20]

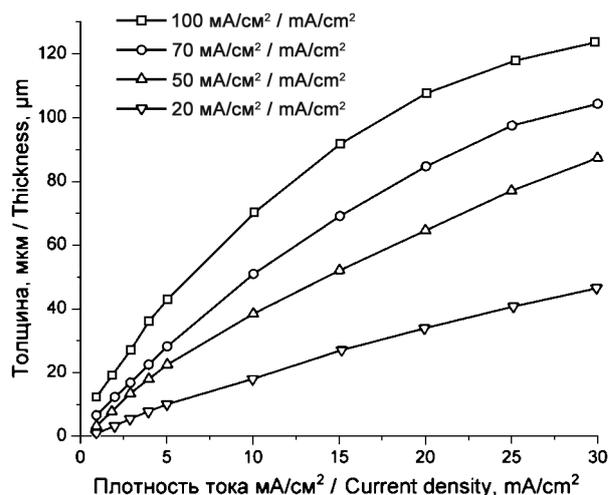


Рис. 8. Зависимость толщины пленки от времени при различных плотностях тока [21]

Fig. 8. Variations of coating thickness with oxidation time at different current density [21]

4. Влияние напряжения МДО на скорость роста оксидной пленки

Как видно из рис. 9, при одинаковом времени МДО толщина оксидной пленки монотонно увеличивается при повышении напряжения. Чем выше напряжение, тем больше средняя скорость роста слоя пленки. Это связано с тем, что при низком напряжении уровень энергии и эффективность окисления поверхности металла низкие, соответственно толщина оксидного слоя невелика. При повышении

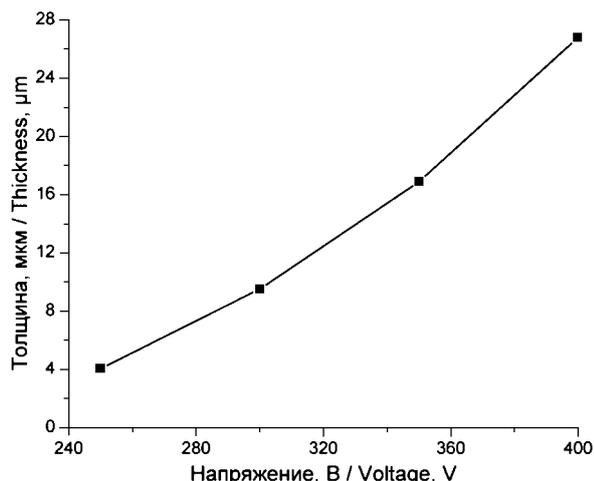


Рис. 9. Зависимость толщины покрытия от напряжения [18]

Fig. 9. Relationship between thickness of MAO coatings and voltage [18]

напряжения расход энергии увеличивается, так что эффективность окисления металлической поверхности быстро возрастает, как и толщина пленки. С увеличением напряжения поверхностная пористость слоя пленки увеличивается с 8% до 15%. Поскольку при увеличении напряжения интенсивность одиночной дуговой искры возрастает, что приводит к увеличению потока плазмы в центре микрообласти, то размер диаметра микропор на поверхности слоя растет. Общее количество пор уменьшается. С увеличением напряжения доля пор с размером кратера 1...2 мкм резко падает с 60% до 43%. Однако доля пор с диаметром менее 3 мкм при каждом напряжении превышает 60%. При напряжении 300 В она может достигать 75%. Количество пор с диаметром, превышающим 10 мкм, невелико, но их доля увеличивается экспоненциально с повышением напряжения. Коррозионная стойкость оксидной пленки монотонно возрастает с увеличением напряжения. При напряжении 250 В коррозионная стойкость очень низкая. При напряжении 400 В коррозионная стойкость пленки в 10 раз выше, чем при напряжении в 300 В [18].

Аналогичный эффект возрастания скорости пленкообразования и ее поверхностной пористости от повышения напряжения отмечен в работе [20]. Влияние напряжения на скорость роста микродуговой оксидной пленки изучалось на новом типе двустороннего

асимметричного источника питания, который регулирует и поддерживает постоянные значения напряжения и плотности тока. Рабочие параметры: частота 1000 Гц, рабочий цикл 25%, общее время окисления составляло 30 минут, начальное напряжение 140 В, завершали эксперимент при напряжениях 170 В, 180 В, 200 В и 210 В. Каждую минуту при каждом значении напряжения толщину пленки записывали, используя цифровой толщиномер T230. Эксперимент показал, что толщина покрытия связана с ΔU , чем ΔU больше, тем толще слой оксидной пленки. При одинаковом начальном напряжении ΔU в основном зависит от конечного напряжения. Следовательно, скорость роста пленки в основном зависит от конечного напряжения. Пленка, сформированная при напряжении 170 В, была плотной, но относительно тонкой. С увеличением напряжения толщина пленки увеличивалась, что сопровождалось увеличением поверхностной пористости. Повышение пористости приводило к снижению коррозионной стойкости получаемого покрытия.

В тоже время авторы [22] считают, что в процессе микродугового окисления величина начального положительного напряжения оказывает решающее влияние на скорость роста пленки, ее морфологию и плотность.

Wang Yanhua, Wang Jia, Zhang Jibiao в работах показали, что рост пленки в зависимости от напряжения в процессе МДО на поверхности имеет три основных этапа (рис. 10) [23, 24]:

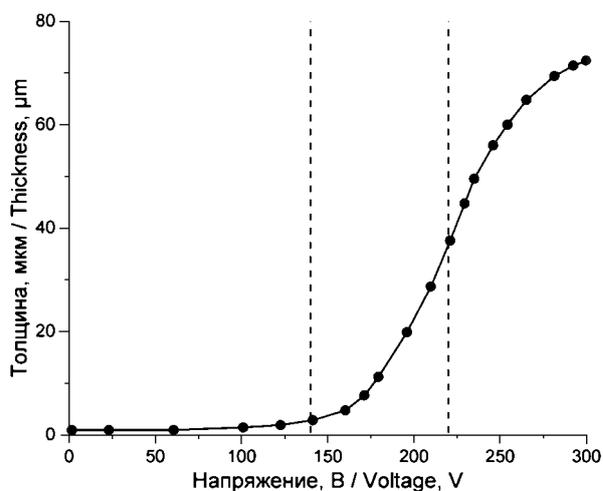


Рис. 10. Зависимость толщины покрытия от напряжения [24]

Fig. 10. Variations in coating thickness with the oxidation voltage [24]

- первая стадия – этап анодирования (<140 V): в процессе окисления на поверхности образца образуется большое количество пузырьков, светлая поверхность сплава магния темнеет, но не наблюдается появления искр, на этом этапе пленка растет медленно, толщина не изменяется с повышением окислительного напряжения, максимум на 1 мкм (см. *рис. 10*). Получаемая пленка очень тонкая, сопротивление и коррозионная стойкость покрытия низкие;

- вторая стадия – микроискровой этап (140 V...220 V): первый искровой разряд появляется при 140 В [23]. Слабые части оксидной пленки пробиваются под высоким напряжением, что приводит к появлению микродуговых разрядов, наблюдается большое количество быстро перемещаемых небольших белых искр по поверхности образца, толщина пленки быстро увеличивается по мере нарастания напряжения и, в конечном счете, может достигать 30 мкм. Формируемая на данном этапе пленка имеет однородную поверхность, плотную структуру, наибольшую эффективную толщину;

- третья стадия – дуговой этап (> 220 V): мелкие искры на поверхности образца постепенно превращаются в медленно перемещающиеся дуги, длительное время разряжаются на локальной поверхности образца. На этой стадии образуется самые толстые оксидные пленки, структура рыхлая и хрупкая, низкая коррозионная стойкость. При напряжении 300 В толщина пленки достигает 75 мкм, дальнейшее увеличение напряжения, легко вызывает частичный пробой и отслоение пленки от металлической подложки.

5. Влияние частоты МДО на скорость роста оксидной пленки

Изменение частоты не оказывает влияния на силу микродугового искрового разряда и практически не влияет на толщину пленки [12, 14, 18]. Частота, равная 600 Гц, является переломным значением для скорости коррозии, плотности и твердости оксидной пленки. Плотность и твердость покрытия сначала увеличиваются с увеличением частоты, а затем, после достижения значения частоты 600 Гц, снижаются. Коррозионная стойкость покрытия наоборот, сначала сни-

жается, после 600 Гц начинает возрастать. Рекомендуется проводить МДО при 600 Гц, при которой выявлена наилучшая коррозионная стойкость оксидной пленки [14].

При частоте 600 Гц поверхность оксидного слоя шероховатая, размер поверхностных пор большой, а окружающие частицы расплава крупные. При частоте 800 Гц и 1000 Гц поверхность пленочного слоя относительно плоская и качество поверхности лучше. С увеличением частоты увеличивается количество импульсных колебаний в единицу времени, соответственно возрастает количество зон пробоя в единицу времени. Чем меньше энергия одиночного импульса, тем меньше энергия при возникновении пробоя, поэтому размер пор на поверхности пленки меньше.

С увеличением частоты до 800 Гц общее количество пор возрастает, однако общее количество макропор незначительно. Доля пор размером более 10 мкм примерно в 3...4 раза меньше, по сравнению с их количеством при частоте 600 Гц, поэтому получается наименьшая пористость поверхности. При дальнейшем увеличении частоты происходит возрастание пористости поверхности, т.к. растет размер пор. На частотах 600 Гц и 800 Гц доля пор с диаметром менее 3 мкм в покрытии превышает 55%, в то время как при частоте 1000 Гц она снижается примерно до 42%. Коррозионная стойкость микродуговой оксидной пленки увеличивается с частотой, максимальное значение получено при частоте 800 Гц [18].

6. Влияние нескольких параметров на скорость роста оксидной пленки

Выше было описано влияние электрических параметров на свойства микродугового покрытия, исследуемого с помощью обычного экспериментального подхода, а именно, изменяли один фактор влияния, в то время как другие параметры оставались постоянными. Оптимальные условия, полученные при традиционном эксперименте, могут давать ложные результаты, потому что не учитываются взаимодействия между факторами.

Поэтому были проведены исследования по изучению влияния напряжения, частоты и рабочего цикла с помощью многофактор-

ного эксперимента [25, 26].

Покрывание наносили методом МДО в электролите, содержащем $NaOH$ – 50 г/л, H_3BO_3 – 10 г/л, $Na_2B_4O_7 \cdot 10H_2O$ – 20,0 г/л, $C_6H_5Na_3O_7 \cdot 2H_2O$ – 10 г/л и 2 г/л органической добавки [27, 28]. Начальная температура электролита составляла (30 ± 1) °С. Для проведения процесса МДО использовался источник питания мощностью 20 кВт с постоянным выходным напряжением прямоугольной формы.

Толщину покрытия измеряли вихретоковым толщиномером ТТ240 (производства Peak Times, Китай). Морфологию полученного покрытия наблюдали сканирующим электронным микроскопом HITACHI S4800. Структуру и состав покрытия исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра D/max-rA (Rigaku, Япония).

В многофакторном эксперименте изучали одновременное влияние напряжения, частоты и рабочего цикла на толщину, морфологию и коррозионную стойкость оксидных покрытий на магниевом сплаве AZ91D, полученных микродуговым оксидированием. Параметры и варианты эксперимента приведены в *табл. 4*.

В ходе работы выявили, что параметры МДО оказывают заметное влияние на структуру и свойства получаемых покрытий. С увеличением напряжения и рабочего цикла оксидное покрытие постепенно утолщается, а поверхностная пористость возрастает, что суммарно оказывает противоположное влияние на коррозионную стойкость. Поверхностная пористость и толщина оксидного покрытия уменьшаются с увеличением частоты, но изменение толщины незначи-

тельно. Следовательно, увеличение частоты дополнительно повышает коррозионную стойкость оксидного слоя. Выявлена степень влияния параметров на коррозионную стойкость оксидных покрытий на AZ91D в следующем порядке: напряжение > рабочий цикл > частота. Оптимальная коррозионная стойкость покрытия может быть получена при следующих параметрах процесса: напряжение – 140 В, частота – 2000 Гц и рабочий цикл 0,4% [25].

Подобная работа была проведена в силикатном электролите: Na_2SiO_3 – 18 г/л, $NaOH$ – 8 г/л, KF – 10 г/л, $C_3H_8O_3$ – 10 г/л, $Na_2B_4O_7$ – 1...15 г/л, наносили оксидное покрытие на магниевый сплав AZ91D методом МДО, используя устройство MAO (производства Kunshan Baoyou Electrical Equipment Manufacturing Co., Ltd.) с переменными параметрами, представленными в *табл. 5*.

Результаты многоиндексного многофакторного теста показали, что комплексное влияние параметров на качество оксидных пленок является более сложным, и его закономерность трудно выявить. Также трудно непосредственно наблюдать влияние параметров и времени обработки на коррозионную стойкость пленки.

В тоже время удалось определить, что влияние напряжения на результаты испытаний является основным фактором, а именно увеличение напряжения оказывает наиболее очевидное влияние на коррозионную стойкость пленки. Второй параметр влияния – это время окисления, далее частота и, наконец, рабочий цикл.

Благодаря всестороннему анализу различных показателей, влияющих на корро-

Таблица 4. Параметры и уровни многофакторного эксперимента [25]

Table 4. Factors and levels of multivariate experiment [25]

Номер / Level	Параметр / Factor		
	Напряжение, В / Applied voltage, V	Частота, Гц / Frequency, Hz	Рабочий цикл / Duty cycle
1	100	500	10
2	120	1000	40
3	140	1500	60
4	160	2000	90

Таблица 5. Параметры и уровни многофакторного эксперимента [26]

Table 5. Factors and levels of multivariate experiment [26]

Номер / Level	Напряжение, В / Applied voltage, V	Частота, Гц / Frequency, Hz	Рабочий цикл, % / Duty cycle, %	Время оксидирования, мин / Oxidation time, min
1	300	400	10	10
2	350	500	20	20
3	400	600	30	30

зионную стойкость пленки, определено, что наилучшей оптимизированной комбинацией параметров МДО являются: положительное напряжение – 400 В, отрицательное напряжение – минус 15 В, частота – 600 Гц, рабочий цикл – 30%, длительность окисления – 20 минут. В процессе микродугового оксидирования при оптимальных параметрах удалось получить пленку с поверхностной пористостью 8,5 % и толщиной 19,23 мкм, при этом потенциал коррозии стал равен - 0,199 В, импеданс – 776,5 мкА/см², в результате время защиты от коррозии в агрессивной среде возросло в 1,29 раза, по сравнению с оксидным покрытием, полученным при стандартных параметрах МДО [26].

Выводы

Как показано выше, скорость роста, строение, а следовательно, и свойства оксидного покрытия на магниевом сплаве AZ91D сильно зависят от электрических и технологических параметров МДО: время, рабочий цикл, плотность тока, напряжение и частота.

При низких значениях параметров процесса микродугового оксидирования пленка на поверхности магниевом сплава растет медленно, является относительно однородной. С увеличением параметров процесса МДО толщина пленки увеличивается, вместе с тем растет пористость и шероховатость оксидного слоя, снижается ее поверхностная плотность. Сначала идет активный рост большого количества микропор, равномерно распределенных по всей поверхности, по своей структуре напоминающих переплетенные дендриды. Следующий этап роста оксидной пленки заключается в нарастании интенсивности микродуговых разрядов, при

этом количество микропор уменьшается, их размер возрастает, формируя на поверхности структуру напоминающую долину вулканов. Высокие параметры МДО приводят к локализации интенсивных дуговых разрядов на поверхности сформированной пленки, что приводит к микротрещинам и отслаиванию покрытия.

Для определения оптимальных показателей процесса МДО необходимо пользоваться постановкой многофакторного эксперимента. Таким образом можно получить максимальную информацию из минимального количества экспериментов, найти лучшее значение каждого параметра МДО для получения наивысшей коррозионной стойкости оксидных покрытий на магниевом сплаве AZ91D.

Литература

1. Сюе Цзюньфэн. Способы защиты от коррозии магниевых сплавов: – Пекин: Химическая промышленность, 2010. С. 3-5 (на китайском языке; 薛俊峰. 镁合金防腐技术. 北京: 化学工业出版社, 2010:3-5).
2. Чэнь Чжэньхуа и другие. Магниевые сплавы. – Пекин: Химическая промышленность, 2004. С. 447-475 (на китайском языке; 陈振华, 等. 镁合金. 北京: 化学工业出版社, 2004:447-475).
3. GB/T5153-2003 Марки и химические состав деформированного магния и сплавов из магния (на китайском языке; 变形镁及镁合金牌号和化学成分).
4. ГОСТ 2856-79. Сплавы магниевые литейные. Марки.
5. Чжан Юхай. Прогресс в исследованиях технологии обработки поверхности магниевых сплавов // Защита материалов. –



2008. – Т. 41, № 3. – С. 55-57 (на китайском языке; 张玉海. 镁合金表面处理技术的研究进展. 材料保护, 2008, 41(3): 55-57).

6. Ван Инь, Чжан Цзинь, Ма Яньлун и др. Развитие обработки поверхности магниевых сплавов // Технология обработки поверхности. – 2006. – Т. 35, № 6. – С. 61-62 (на китайском языке; 王莹, 张津, 麻彦龙, 等. 镁合金表面处理新进展. 表面技术, 2006, 35(6): 61-62).

7. Ши Хуйин, Ян Вэй, Цзин Байлин. Микродуговое окисление магниевого сплава – коррозионные свойства композиционного покрытия // Коррозия и защита. – 2007. – Т. 28, № 9. – С. 442-444 (на китайском языке; 时惠英, 杨巍, 蒋百灵, 镁合金微弧氧化-电泳复合膜层的腐蚀性能, 中国腐蚀与防护, 2007, 28(9): 442-444).

8. Ван Лиши, Пань Чуньсюй, Цай Цичжо, Вэй Бокан. Механизм коррозионного разрушения оксидных покрытий, сформированных микродуговым окислением на магневом сплаве AZ91D // Журнал китайского общества по коррозии и защите. – 2008. – Т. 28, № 4. – С. 219-224. (на китайском языке; 王立世, 潘春旭, 蔡启舟, 魏伯康 镁合金表面微弧氧化陶瓷膜的腐蚀失效机理. 中国腐蚀与防护学报, 2008, 28(4): 219-224).

9. Ма Ин, Фэн Цзюньян, Ма Юечжоу, Чжань Хуа, Гао Вэй. Сравнительное исследование метода определения коррозионной стойкости микродуговых оксидных покрытий на магниевых сплавах // Журнал китайского общества по коррозии и защите. – 2010. – Т. 30, № 6. – С. 442-448 (на китайском языке; 马颖, 冯君艳, 马跃洲, 詹华, 高唯. 镁合金微弧氧化膜耐蚀性表征方法的对比研究. 中国腐蚀与防护学报, 2010, 30(6): 442-448).

10. Цзян Байлин, Чжан Шуфэнь, У Гоцзянь, Лэй Тинцюань. Микродефекты и фазовый состав микродугового оксидного покрытия на магневом сплаве и его коррозионная стойкость // Китайский журнал цветных металлов. – 2002. – Т. 12, № 3. – С. 454-457. (на китайском языке; 蒋百灵, 张淑芬. 镁合金微弧氧化陶瓷层显微缺陷与相组成及其耐蚀性. 中国有色金属学报, 2002, 12(3): 455-457).

11. Чэнь Хун, Хао Цзяньминь, Ван Лицзе. Влияние напряжения на керамическое

покрытие при микродугом окислении магниевого сплава // Технология обработки поверхности. – 2004. – V. 33, № 3. – С. 17-18 (на китайском языке; 陈宏, 郝建民, 王利捷. 镁合金微弧氧化处理电压对陶瓷层的影响. 表面技术, 2004, 33(3): 17-18).

12. Чжан Сяньфэн, Цзян Байлин. Влияние энергетических параметров на коррозионную стойкость микродугового оксидного покрытия на магневом сплаве // Наука о коррозии и технологии защиты от нее. – 2005. – Т. 17, № 3. – С. 141-143. (на китайском языке; 张先锋, 蒋百灵. 能量参数对镁合金微弧氧化陶瓷层耐蚀性的影响. 腐蚀科学与防护技术, 2005, 17(3): 141-143).

13. Лу Чжэньпин, Ван Шуянь, Ся Юнпин, Пэн Цзаньюй, Ху Жуй. Влияние электрических параметров на процесс микродугового окисления и оксидную пленку магниевого сплава AZ91D // Коррозия и защита. – 2012. – Т. 33, № 5. – С. 385-389. (на китайском языке; 陆正萍, 王淑艳, 夏永平, 彭赞瑜, 胡芮, 电参数对AZ91D镁合金微弧氧化过程和膜层的影响. 腐蚀与防护, 2012, 33(5): 385-389).

14. Янь Фэнюнь, Фань Сунянь, Цян Сюдун, Чжан Вэньцюнь. Исследование технологических параметров микродугового окисления магниевого сплава AZ91D // Специальный выпуск ежегодного собрания по специальному литью из магниевых сплавов и цветных сплавов. – 2008. – Т. 1. – С. 240-242 (на китайском языке; 阎峰云, 范松岩, 强旭东, 等. AZ91D镁合金微弧氧化工艺参数的研究. 特种铸造及有色合金, 2008, S1: 240-242).

15. Люй Вэйлин, Ма Ин, Чэнь Тицзюнь, Сюй Вэйцзюнь, Ян Цзянь, Хао Юань. Влияние времени окисления на микроструктуру и свойства микродуговых окислительных покрытий из магниевого сплава AZ91D // Китайский журнал цветных металлов. – 2009. – Т. 19, № 8. – С. 1385-1391. (на китайском языке; 吕维玲, 马颖, 陈体军, 徐卫军, 杨健, 郝远. 氧化时间对AZ91D镁合金微弧氧化膜微观组织和性能的影响. 中国有色金属学报, 2009, 19(8) 1385-1391).

16. Лян Юнчжэн. Изучение микродугового оксидного покрытия на магневом сплаве. – Ланьчжоу: Технологический университет Ланьчжоу, 2004. – 57 с. (на китайском языке; 梁永政. 镁合金表面微弧氧化工艺的研

究. 兰州: 兰州理工大学, 2004: 57).

17. Сун Сюэпин, Цзя Цзиньлун, Ма Юэчжоу. Исследование влияния различных параметров на свойства микродуговой оксидной пленки из магниевом сплава AZ91D // Химическая промышленность. – 2011. – Т. 38, № 6. – С. 704-708 (на китайском языке; 宋学平, 贾金龙, 马跃洲. 各参数对 AZ91D 镁合金微弧氧化膜层质量影响的研究, 化工机械 2011, 38(6): 704-708).

18. Ма Ин, Чжань Хуа, Ма Юэчжоу, Лу Вэйлин, Фэн Цзюньянь, Гао Вэй. Влияние электрических параметров на микроструктуру и коррозионную стойкость микродуговой оксидной пленки на магниевом сплаве AZ91D // Китайский журнал цветных металлов. – 2010. – Т. 20, № 8. – С. 1467-1473 (на китайском языке; 马颖, 詹华, 马跃洲, 吕维玲, 冯君艳, 高唯. 电参数对 AZ91D 镁合金微弧氧化膜层微观结构及耐蚀性的影响. 中国有色金属学报, 2010, 20(8): 1467-1473).

19. Цзя Цзиньлун, Ма Юэчжоу, Тянь Цинтао, Ван Жуй. Исследование влияния длительности импульса источника питания на микродуговое окисление магниевом сплава AZ91D // Технология литейного производства. – 2011. – Т. 32, № 4. – С. 514-518 (на китайском языке; 贾金龙, 马跃洲, 田庆涛, 王蕊. AZ91D 镁合金微弧氧化中电源脉冲宽度的影响研究. 铸造技术, 2011, 32(4), 514-518).

20. Чжэнь Цзинжань, Лу Иньчуань. Факторы влияющие на характеристики микродуговой оксидной пленки на магниевом сплаве AZ91D // Коррозия и защита. – 2012. – Т. 33, № 7. – С. 567-570 (на китайском языке; 甄敬然, 路银川. AZ91D 镁合金微弧氧化膜性能影响因素. 腐蚀与防护, 2012, 33(7): 567-570).

21. Ван Яньхуа, Ван Цзя, Чжан Цзибяо. Влияние плотности тока на характеристики микродуговой оксидной пленки из магниевом сплава AZ91D // Журнал китайского общества по коррозии и защите. – 2005. – Т. 25, № 6. – С. 332-335 (на китайском языке; 王燕华, 王佳, 张际标. 电流密度对 AZ91D 镁合金微弧氧化膜性能的影响. 中国腐蚀与防护学报, 2005, 25(6): 332-335).

22. Хоу Вэйяо, Чэнь Тиджун, Хао Юань, Ли Хайхун. Сравнение электрических параметров при микродуговом оксидировании образцов из магниевом сплава AZ91D, по-

лученных литьем под давлением и полуплоской отливкой // Термическая обработка материала. – 2006. – Т. 35, № 22. – С. 39-43 (на китайском языке; 侯伟骛, 陈体军, 郝远, 李海虹. AZ91D 合金微弧氧化中金属型试样与触变成形试样的电参数对比. 材料热处理, 2006, 35(22): 39-43).

23. Ван Яньхуа, Ван Цзя, Чжан Цзибяо. Исследование искрового разряда при микродуговом окислении магниевом сплава AZ91D // Журнал китайского общества по коррозии и защите. – 2006. – V. 26, № 5. – С. 267-271 (на китайском языке; 王燕华, 王佳, 张际标. AZ91D 镁合金微弧氧化过程中的火花放电现象研究, 中国腐蚀与防护学报, 2006, 26(5): 267-271).

24. Ван Яньхуа, Ван Цзя, Чжан Цзибяо. Исследование свойств оксидных покрытий, полученных при различных напряжениях при микродуговом окислении магниевом сплава AZ91D // Журнал китайского общества по коррозии и защите. – 2005. – Т. 25, № 5. – С. 267-270 (на китайском языке; 王燕华, 王佳, 张际标. 镁合金微弧氧化过程中不同电压下获得膜层的性能研究, 中国腐蚀与防护学报, 2005, 25(5): 267-270).

25. Чан Линронг, Цао Фахэ, Цай Цзиншунь, Лю Вэньцзюань, Чжан Чжао, Чжан Цзяньцин. Влияние параметров переменного источника питания на микродуговое окисление магниевом сплава AZ91D // Цветные металлы. – 2011. – Т. 21. – С. 307-316.

26. Чжоу Ци, Ма Айбинь, Цзянь Цзиньхуа, Сун Дан, Ян Донхуй, Чэнь Цзяньцин. Оптимизация процесса микродугового окисления ультрадисперсной кристаллической поверхности магниевом сплава AZ91D // Коррозия и защита. – 2013. – Т. 34, № 9. – С. 825-830 (на китайском языке; 周祺, 马爱斌, 江静华, 宋丹, 杨东辉, 陈建清. 超细晶 AZ91D 镁合金表面的微弧氧化工艺优化. 腐蚀与防护, 2013, 34(9): 825-830).

27. Duan H.P, Yan C.W, Wang F.H. Effect of electrolyte additives on performance of plasma electrolytic oxidation films formed on magnesium alloy AZ91D // Electrochim Acta. – 2007. – V. 52. – P. 3785-3793.

28. Wu C.S, Zhang Z, Cao F.H, Zhang L.J, Zhang J.Q, Cao C.N. Study on the anodizing of AZ31 magnesium alloys in alkaline borate solutions // Appl Surf Sci. – 2007. – V. 253. – P. 3893-3898.



References

1. Xue Junfeng. (2010). *Anti-corrosion technology of magnesium alloy*. Beijing: Chemical Industry Press.
2. Chen Zhenhua. (2004). *Magnesium alloy*. Beijing: Chemical Industry Press, – P. 447-475.
3. GB/T5153-2003. Designation and composition of wrought magnesium and magnesium alloys.
4. GOST 2856-79. Casting magnesium alloys. Grades.
5. Zhang Yuhai. (2008). Research Progress in Surface Treatment Technology of Magnesium Alloy. *Materials Protection*, 41(3), 55-57.
6. Wang Ying. (2006). New development of surface treatment for magnesium alloys. *Surface Technology*, 35(6), 61-62.
7. Shi Huiying, Yang Wei, & Jiang Bailing. (2007). Corrosion performance of micro-arc-oxidation and electrophoresis complex coatings on magnesium alloy. *Corrosion & Protection*, 28(9), 442-444.
8. Wang Li-shi, Pan Chun-xu, Cai Qi-zhou, & Wei Bo-kang. (2008). Corrosion failure mechanism of micro-arc oxidation coatings formed on AZ91D magnesium alloy. *Journal of chinese society for corrosion and protection*, 28(4), 219-224.
9. Ma Ying, Feng Junyan, Ma Yuezhou, Zhan Hua, & Gao Wei. (2010). Comparative study on characterization of corrosion resistance of micro-arc oxidation coatings on magnesium alloys. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*, 30(6), 442-448.
10. Jiang Bai-ling, Zhang Shu-fen, Wu Guo-jian, & Lei Ting-quan. (2002). Microflaw and phases constitution of ceramic coating formed by micro-arc oxidation on magnesium alloys and their influence on corrosion-resistance. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 12(3), 454-457.
11. Chen Hong, Hao Jian-min, & Wang Lijie. (2004). Influences of Mg alloy micro-arc oxidization voltage on ceramic layer. *Surface technology*, 33(3), 17-18.
12. Zhang Xian-feng, Jiang Bai-ling. (2005). Effect of energy parameters on corrosion resistance of micro-arc oxidation coatings on magnesium alloys. *Corrosion science and protection technology*, 17(3), 141-143.
13. Lu Zheng-ping, Wang Shu-yan, Xia Yong-ping, Peng Zan-yu, & Hu Rui. (2012). Effects of electrical parameters on microarc oxidation of AZ91D Magnesium Alloy. *Corrosion & Protection*, 33(5), 385-389.
14. Yan Feng-yun, Fan Song-yan, Qiang Xu-dong, & Zhang Wen-qun. (2008). The research on technical parameters optimization of AZ91D Magnesium Alloy Micro-arc Oxidation. Special issue of the annual meeting on special casting of magnesium alloys and non-ferrous alloy. *China academic journal electronic publishing house*, 1, 240-242.
15. Lü Wei-ling, Ma Ying, Chen Ti-jun, Xu Wei-jun, Yang Jian, & Hao Yuan. (2009). Effects of oxidation time on microstructures and properties of micro-arc oxidation coatings of AZ91D magnesium alloy. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 19(8), 1385-1391.
16. Liang Yong-zheng. (2004). *Study on micro-arc of magnesium alloy surfaces*. Lanzhou: Lanzhou University of Technology.
17. Song Xue-ping, Jia Jin-long & Ma Yuezhou. (2011). Study on Parameter Influence on Micro-arc Oxidation Film of AZ91D Magnesium Alloy. *Chemical industry mechanical*, 38(6), 704-708.
18. Ma Ying, Zhan Hua, Ma Yue-zhou, Lü Wei-ling, Feng Jun-yan, & Gao Wei. (2010). Effects of electrical parameters on microstructure and corrosion resistance of micro-arc oxidation coatings on AZ91D magnesium alloys. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 20(8), 1467-1473.
19. Jia Jin-long, Ma Yue-zhou, Tian Qing-tao, & Wang Rui. (2011). Separate arc discharge mechanism and requirements of power source in AZ91D magnesium alloy micro-arc oxidation. *Foundry Technology*, 32(4), 514-518.
20. Zhen Jing-ran, Lu Ying-chuan. (2012). Influencing factors of AZ91D Magnesium alloy MAO film properties. *Corrosion & protection*, 33(7), 567-570.
21. Wang Yan-hua, Wang Jia, & Zhang Jibiao. (2005). Influences of current density on the properties of micro-arc oxidation coatings on AZ91D Mg alloy. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*, 25(6), 332-335.
22. Hou Wei-ao, Chen Ti-jun, Hao Yuan, & Li Hai-hong. (2006). Contrast of Electrical Parameter Between Die-casting and Semi-solid Casting Samples During AZ91D Alloy Microarc Oxidation. *Material & heat treatment*, 35(22), 39-43.
23. Wang Yan-hua, Wang Jia, & Zhang Jibiao. (2006). Spark discharges during the mi-



cro-arc oxidation of AZ91D magnesium alloys. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*, 26(5), 267-271.

24. Wang Yan-hua, Wang Jia, & Zhang Ji-biao. (2005). Properties of anodic coatings on AZ91D Mg alloys during micro-arc oxidation process. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*, 25(5), 267-270.

25. Chang Lin-rong, Cao Fa-he, Cai Jing-shun, Liu Wen-juan, Zhang Zhao, & Zhang Ji-an-qing. (2011). Influence of electric parameters on MAO of AZ91D magnesium alloy using alternative square-wave power source. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 21, 307-316.

26. Zhou Qi, Ma Ai-bin, Jiang Jing-hua, Song Dan, Yang Dong-hui, & Chen Jian-qing. (2013). Optimization of MAO process of ultra-fine grained AZ91D Mg alloy. *Corrosion & protection*, 34(9), 825-830.

27. Duan H. P, Yan C. W., & Wang F. H. (2007). Effect of electrolyte additives on performance of plasma electrolytic oxidation films formed on magnesium alloy AZ91D. *Electrochim Acta*, 52, 3785-3793.

28. Wu, C. S, Zhang, Z., Cao, F. H, Zhang, L. J, Zhang, J. Q, & Cao, C. N. (2007). Study on the anodizing of AZ31 magnesium alloys in alkaline borate solutions. *Applied Surface Science*, 253, 3893-3898.

Информация об авторах

Костерина Марьяна Леонидовна, к.т.н., советник генерального директора, ООО «Трансэнергострой», г. Москва, Российская Федерация

Information about authors

Mariana L. Kosterina, Ph.D. in Technical Science, Adviser Director General LLC «Transenergostroy», Moscow, Russian Federation

А.П. Зубехин, С.П. Голованова,
Е.А. Яценко, В.В. Верещака, В.А. Гузий

Основы технологии тугоплавких неметаллических и силикатных материалов

Объем издания: 19,25 п.л. (308 стр.)

В книге изложены особенности производств тугоплавких неметаллических и силикатных материалов (ТН и СМ), фазово-минеральные составы, структура и свойства сырьевых материалов, физико-химические основы высокотемпературных технологий ТН и СМ, фазовый состав, структура и свойства стекла, ситаллов и

эмалей, керамики и вяжущих веществ, описаны технологические схемы.

Учебное пособие предназначено для студентов специальности 24.03.04 «Химическая технология тугоплавких неметаллических и силикатных материалов» и 26.10.01 «Технология художественной обработки материалов».