

ВЛИЯНИЕ ЦЕРИЯ, ПРАЗЕОДИМА И НЕОДИМА НА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6 В НЕЙТРАЛЬНОЙ СРЕДЕ NaCl

Норова М.Т., Вазиров Н.Ш., Ганиев И.Н.

Институт химии им. В.И. Никитина АН Республики Таджикистан, Душанбе, Республика Таджикистан

Аннотация

Сплавы на основе системы Al-Mg являются базовыми для разработки усовершенствованных сплавов, используемых в различных агрессивных средах. Поиск и методы повышения коррозионной стойкости алюминиево-магниевых сплавов представляют научный и практический интерес. Редкоземельные металлы (РЗМ) находят практическое применение для получения всевозможных материалов. В данном случае они имеют все шансы выступить как в качестве легирующих, так и ведущих компонентов. Добавки РЗМ дают возможность увеличить прочностные свойства, прирастить спектр температур их применения, придать материалам новые ценные качества. К примеру, легирование РЗМ дюралевых сплавов увеличивает их электросопротивление и температурный порог работы. В работе потенциостатическим способом при скорости развертки потенциала 2 мВ/с изучено коррозионно-электрохимическое поведение сплава АМг6 с церием, празеодимом и неодимом в среде электролита NaCl. Показано, что легирование указанными металлами уменьшает скорость коррозии исходного сплава приблизительно в 1,5 раза в зависимости от концентрации электролита. Снижение скорости коррозии связано с процессом пассивации сплавов.

Ключевые слова: сплав АМг6, церий, празеодим, неодим, потенциостатический метод, потенциал свободной коррозии, потенциал коррозии, потенциал питтингообразования, скорость коррозии, электролит NaCl.

Введение

Легирование алюминия магнием до 6% в качестве основного легирующего компонента упрочняет твёрдый раствор алюминия в сплаве и обеспечивает эффективность деформационного упрочнения. При конкретной восприимчивости к межзёренной коррозии (при содержании магния больше 3%) эти сплавы имеют хорошую коррозионную стойкость, тем более противодействие коррозии в морской воде и морской атмосфере, которая значительно выше, чем у сплавов других серий.

Эти сплавы сочетают в себе хорошую формуемость, довольно высокую прочность, отличную коррозионную стойкость, хорошую анодируемость и лучшую из всех сплавов свариваемость. Это дает возможность применять их во многих конструкциях, подверженных суровым атмосферным воздействиям, например в облицовочных панелях зданий и особенно в судостроении и конструкциях в прибрежных районах и в открытом море, включая нефтяные платформы. Достижение высокой прочности за счет упрочнения твердого раствора магнием возможно потому, что магний в этой роли является очень эффективным. Кроме того, его высокая растворимость позволяет увеличивать его содержание до 5% в наиболее легированных сплавах [1–10].

Впрочем, в сплавах с большим содержанием магния наблюдается образование фазы Mg_5Al_8 по границам зёрен и в областях локализованной деформации в микроструктуре. Это случается вследствие того, что предельная растворимость магния в алюминии при комнатной температуре находится в пределах 2%. Выделение лишней фазы в данном случае происходит в сплавах, упрочняемых старением, но с отрицательным эффектом для качества сплава. Выделение избыточных фаз происходит медленно при комнатной температуре, но ускоряется с увеличением температуры или в случае, если сплав подвергался холодной пластической деформации. Это делает сплав восприимчивым к отдельным типам межзёренной коррозии, к примеру, коррозия под напряжением и/или смещение в худшую сторону механических показателей в ходе эксплуатации при повышенных температурах [11–14].

С целью улучшения свойств сплава АМг6 нами исследовано влияния церия, празеодима и неодима как легирующего компонента на его электрохимические характеристики.

Результаты исследования и их обсуждение

Для получения сплавов были использованы: алюминий марки А995 (ГОСТ 110669-74), магний – металлический гранулированный марки ХЧ (ТУ-112-40), церий марки Це ЭО ТУ 48-295-

83, празеодим-ПрМ-1(ТУ 48-40-215-72), неодим-НМ-2 (ТУ48-40-205-72). Содержание легирующих элементов в сплаве АМг6 составляло 0,01, 0,05, 0,1; 0,5 мас.%. Сплавы были получены в печи сопротивления типа СШОЛ с применением флюсов с целью предотвращение расплава от окисления, также использовались алюминиевые лигатуры с редкоземельными металлами. Шихтовку сплавов проводили с учётом угара металлов. Состав сплавов исследовали методом атомно-эмиссионного спектрального анализа на установке дифракционного спектрографа ДФС-452 и многоканальной оптической регистрирующей системе МОРС-9. В качестве примера на **рис. 1** приведена интенсивность линии для магния и церия, которые показывают соответствие состава шихты и полученных сплавов.

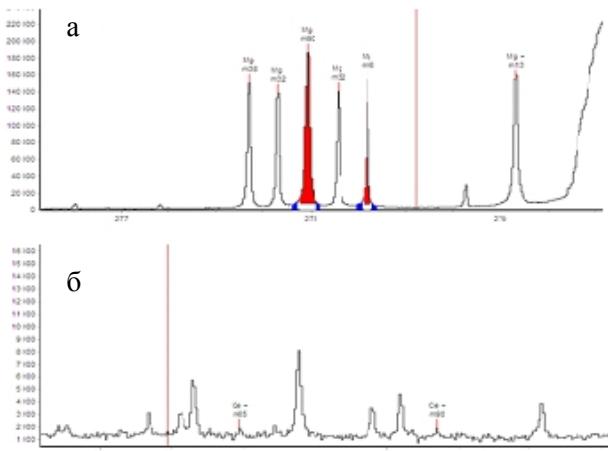


Рис. 1. Интенсивность линии, относящаяся к магнию (а) и церию (б) в сплаве АМг6

Коррозионно-электрохимические исследования проводили на потенциостате ПИ-50-1.1 с выходом на программатор и самописец ЛКД-4-002, в среде электролита NaCl марки ЧДА (ГОСТ 4233-77) при скорости развертки потенциала 2мВ/с по методикам, описанным в работах [15–19]. Электродом сравнения служил хлорсеребряный, а вспомогательным – платиновый.

При электрохимических тестированиях потенциодинамическим способом образцы поляризовали в положительном направлении от потенциала, установившегося при погружении, до резкого возрастания тока в итоге питтингообразования. Вслед за этим образцы поляризовали в обратном направлении до потенциала -1800 мВ, в итоге происходило подщелачивание при-электродного слоя рабочей плоскости сплава. Далее образцы поляризовали снова в положи-

тельном направлении. На полученных таким образом потенциодинамических кривых определяли следующие анодные характеристики сплавов: потенциал коррозии ($E_{\text{кор}}$) и ток коррозии ($i_{\text{кор}}$), потенциалы питтингообразования ($E_{\text{п.о.}}$) и репассивации ($E_{\text{реп}}$). Расчет тока коррозии как главной электрохимической характеристики процесса коррозии проводили по катодной кривой с учетом тафелевской константы, равной $b_{\text{к}}=0,12$ В, потому что в нейтральных средах процесс питтинговой коррозии алюминия и его сплавов контролируется катодной реакцией ионизации кислорода. Скорость коррозии определяли по формуле

$$K = i_{\text{кор}} \cdot \kappa,$$

где $\kappa=0,335 \text{ г} \cdot \text{A}^{-1} \cdot \text{ч}^{-1}$ для алюминия, $i_{\text{кор}}$ – ток коррозии.

Обобщённые результаты исследования сплавов систем АМг6-Се (Pr, Nd) представлены в **табл. 1–3** и на **рис. 2**.

Обычно о коррозионном поведении металлов и сплавов судят по электрохимическим показателям. Поведение металлов в растворах электролита оценивается по установившимся значением потенциала свободной коррозии и характере его зависимости от времени тестирования. Это даёт ряд весомых сведений о поведении металла в коррозионной среде. Как правило, смещение потенциала коррозии в положительную область указывает на то, что скорость анодной реакции может уменьшиться вследствие пассивации. Тем самым предварительно можно предсказать, что такая система в естественных условиях эксплуатации окажется более коррозионностойкой.

Временная зависимость потенциала свободной коррозии исходного сплава АМг6 и сплавов с различным содержанием легирующих добавок показывает, что последние смещают потенциал свободной коррозии сплава АМг6 в более положительную область значений.

С ростом концентрации хлорид-иона потенциал свободной коррозии сплава АМг6 смещается в отрицательную область от $-0,670$ В в среде 0,03% NaCl до $-0,780$ В в среде 3,0%-ного NaCl (см. **табл. 1**). Такая закономерность наблюдается также для сплава АМг6 с церием, празеодимом и неодимом, так как при переходе от слабого электролита к более сильному происходит уменьшение величины потенциала свободной коррозии, независимо от содержания легирующего компонента.

Значение потенциала питтингообразования для сплава АМг6 и легированных сплавов приведены в **табл. 2**. При анодной поляризации возрастаёт адсорбция анионов-активаторов, при достижении некоторого потенциала, который называется потенциалом питтингообразования ($E_{\text{п.о.}}$), происходит местное нарушение пассивности – пробой пленки и наступает точечная коррозия. Величина потенциала питтингообразования является показателем склонности металлов к точечной коррозии: чем меньше (отрицательнее) потенциал питтингообразования, тем выше склонность сплава к точечной коррозии.

Что касается сплава АМг6, легированного церием, празеодимом и неодимом, то результаты, приведённые в **табл. 2**, показывают, что с увеличением концентрации легирующих элементов до 0,05 мас% питтингостойчивость сплавов увеличивается, о чём свидетельствует смещение потенциала питтингообразования в более положительную область.

Величина потенциала питтингообразования сплава АМг6 с церием, празеодимом и неодимом также по мере роста концентрации хлорид-иона в электролите смещается в более отрицательную область.

Таблица 1

Изменение потенциала (х.с.э.) свободной коррозии сплава АМг6, легированного церием, празеодимом и неодимом, от концентрации легирующего компонента и электролита NaCl

Легирующий элемент	Содержание легирующего элемента в сплаве АМг6, мас%	- $E_{\text{св. корр.}}$, В		
		0,03% NaCl	0,3% NaCl	3% NaCl
Ce	–	0,670	0,684	0,780
	0,01	0,640	0,655	0,730
	0,05	0,620	0,630	0,688
	0,10	0,630	0,660	0,744
	0,50	0,650	0,670	0,745
Pr	0,01	0,620	0,644	0,722
	0,05	0,580	0,660	0,660
	0,10	0,600	0,670	0,720
	0,50	0,620	0,660	0,700
Nd	0,01	0,600	0,600	0,710
	0,05	0,505	0,505	0,622
	0,10	0,612	0,612	0,674
	0,50	0,615	0,622	0,694

Таблица 2

Изменение потенциала (х.с.э.) питтингообразования алюминиевого сплава АМг6 с церием, празеодимом и неодимом от концентрации электролита NaCl

Легирующий элемент	Содержание легирующего элемента в сплаве АМг6, мас%	- $E_{\text{п.о.}}$, В		
		0,03% NaCl	0,3% NaCl	3% NaCl
Ce	–	0,420	0,450	0,630
	0,01	0,410	0,434	0,600
	0,05	0,400	0,424	0,580
	0,10	0,420	0,448	0,590
	0,50	0,420	0,490	0,600
Pr	0,01	0,420	0,440	0,570
	0,05	0,400	0,420	0,560
	0,10	0,410	0,450	0,570
	0,50	0,410	0,480	0,580
Nd	0,01	0,410	0,450	0,560
	0,05	0,380	0,420	0,550
	0,10	0,390	0,430	0,556
	0,50	0,400	0,440	0,560

В качестве примера на **рис. 2** представлены анодные ветви поляризационных кривых сплава AMg6, легированного празеодимом, в среде электролита 3%-ного хлористого натрия. Видно, что присутствие празеодима несколько изменяет ход анодной кривой в сторону меньших значений плотности тока и в более положительную область значений потенциалов. Изучение анодных кривых сплавов в других средах показывает, что по мере разбавления электролита NaCl (влияние хлорид-иона среды ослабляется) исследуемые образцы сплавов становятся более пассивными, то есть более устойчивыми к коррозионному разрушению. Об этом свидетельствует и сдвиг Еп.о в более положительную область значений по мере разбавления электролита NaCl (**табл. 2**).

В **табл. 3** представлены значения скорости коррозии сплавов, которые были рассчитаны из катодной ветви потенциодинамических кривых. Как видно, с ростом концентрации хлорид-иона (см. **табл. 1**) потенциал свободной коррозии уменьшается. Это свидетельствует о понижении коррозионной стойкости сплавов, что подтверждается исследованиями скорости коррозии сплавов с различным содержанием легирующих добавок в указанных средах (**табл. 3**). Добавки церия, празеодима и неодима до 0,05% в изученных средах повышают коррозионную стойкость сплава AMg6. Дальнейший рост концентрации легирующего компонента до 0,5% несколько

увеличивает скорость коррозии сплавов. Однако по абсолютной величине он остаётся меньше (3,69 г/м²·ч в среде 0,03% NaCl), чем для исходного сплава (5,69 г/м²·ч в среде 0,03% NaCl). С ростом концентрации хлорид-иона происходит увеличение скорости коррозии как исходного сплава, так и легированных сплавов.

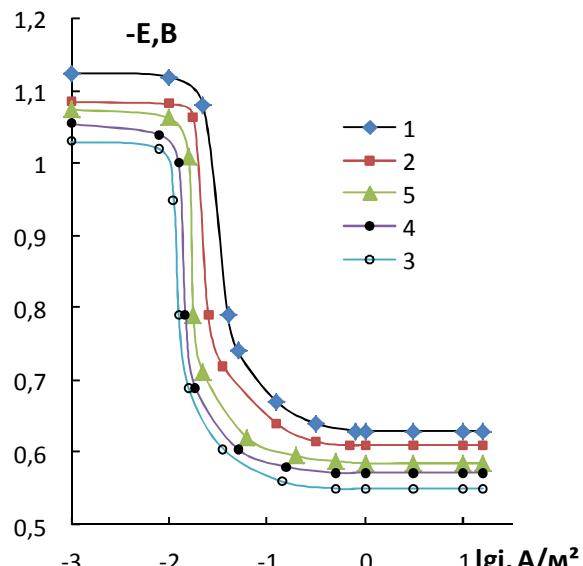


Рис. 2. Анодные поляризационные (2 мВ/с) кривые сплава AMg6 (1), содержащего празеодим, мас.-%: 0,01(2), 0,05(3), 0,1(4), 0,5(5) в среде электролита 3%-ного NaCl

Таблица 3

Скорость коррозии алюминиевого сплава AMg6 от содержания церия, празеодима и неодима в среде электролита NaCl

Легирующий элемент	Содержание легирующего элемента в сплаве AMg6, мас.-%	Скорость коррозии в среде					
		0,03% NaCl		0,3% NaCl		3% NaCl	
		$i_{\text{кор.}}$, $\text{A}/\text{м}^2$	$K \cdot 10^{-3}$, $\text{г}/\text{м}^2 \cdot \text{ч}$	$i_{\text{кор.}}$, $\text{A}/\text{м}^2$	$K \cdot 10^{-3}$, $\text{г}/\text{м}^2 \cdot \text{ч}$	$i_{\text{кор.}}$, $\text{A}/\text{м}^2$	$K \cdot 10^{-3}$, $\text{г}/\text{м}^2 \cdot \text{ч}$
Ce	—	0,017	5,69	0,026	8,71	0,038	12,73
	0,01	0,016	5,36	0,024	8,04	0,036	12,06
	0,05	0,013	4,36	0,022	7,37	0,029	9,71
	0,10	0,020	6,70	0,025	8,38	0,031	10,38
	0,50	0,021	7,04	0,027	9,05	0,036	12,06
Pr	0,01	0,014	4,69	0,021	7,04	0,032	10,72
	0,05	0,012	4,02	0,020	6,70	0,028	9,38
	0,10	0,015	5,19	0,023	7,71	0,030	10,05
	0,50	0,016	5,34	0,024	8,04	0,033	11,01
Nd	0,01	0,016	5,36	0,020	6,70	0,030	10,05
	0,05	0,011	3,69	0,018	6,03	0,025	8,38
	0,10	0,013	4,36	0,021	7,04	0,027	9,045
	0,50	0,014	4,69	0,022	7,37	0,031	10,39

Анодная устойчивость сплава АМг6 при легировании его редкоземельными металлами объясняется как увеличением истинной поверхности анода, так и уплотнением защитного фазового слоя оксидов малорастворимыми продуктами окисления; с другой стороны, изменением или модифицированием структуры сплава при легировании, то есть зависит от величины его кристаллов.

Редкоземельные металлы удовлетворяют вышеупомянутые требования, и положительное влияние церия, празеодима и неодима на анодную стойкость алюминиевого сплава АМг6 объясняется именно их модифицирующим действием. Малые добавки церия, празеодима и неодима, изменяя характер кристаллизации сплава АМг6, существенным образом влияют на величину размера зерна алюминиевого твердого раствора [20–22].

Таким образом, можно заключить, что присадки церия, празеодима и неодима к сплаву АМг6 являются эффективными и позволяют при соответствующей концентрации повысить его коррозионную стойкость до необходимого уровня.

Выводы

Изучением коррозионно-электрохимического поведения сплава АМг6 с церием, празеодимом и неодимом в среде электролита NaCl показано, что добавки легирующих элементов до 0,05 мас%, независимо от состава электролита уменьшают скорость коррозии исходного сплава. Также исследованием влияния хлорид-иона на электрохимические характеристики сплава АМг6 с церием, празеодимом и неодимом установлено, что снижение концентрации хлорид-иона в 10 и 100 раз способствует уменьшению скорости коррозии сплавов и сдвигу электродных потенциалов в более положительную область.

Список литературы

1. Menan F., Henaff G. Synergistic action of fatigue and corrosion during crack growth in the 2024 aluminium alloy // Procedia Engineering. Elsevier. 2010. Vol. 2. No. 1. P. 1441–1450.
2. Chlistovsky R., Heffeman P., Duquesnay D. Corrosion-fatigue behaviour of 7075-T651 aluminum alloy subjected to periodic overloads // Internat. J. of Fatigue. 2007. Vol. 29. No. 9–11. P. 1941–1949.
3. Jones K., Hoeppner D. W. Prior corrosion and fatigue of 2024-T3 aluminum alloy // Corros. Sci. 2006. Vol. 48. No. 10. P. 3109–3122.
4. Spencer K., Corbin S. F., Lloyd D. J. The influence of iron content of the plain strain fracture behavior of AA5754 Al-Mg sheet alloys // Mater. Sci. Eng. 2002. Vol. A 325. No. 1–2. P. 394–404.
5. Kechin V., Kireev A. Influences of gas content on corrosion and electrochemical characteristics of aluminium alloys // 22nd International Conf. on Metallurgy and Materials May 15–17th 2013 Hotel Voronez I, Brno, Czech Republic, EU.
6. Min-Kyong Chung, Yoon-Seok Choi, Jung-Gu Kima, Young-Man Kimb, Jae-Chul Lee. Effect of the number of ECAP pass time on the electrochemical properties of 1050 Al alloys // Materials Science and Engineering A366. 2004. P. 282–291.
7. Song Dan, Ma Ai-bin, Jiang Jing-hua, Lin Pin-hua, Yang Dong-hui. Corrosion behavior of ultra-fine grained industrial pure Al fabricated by ECAP // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2009. Vol. 19. P. 1065–1070.
8. Murashkin M., Sabirov I., Kazykhanov V., Bobruk E., Dubravina A., Valiev R. Z. Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultra-fine grained Al alloy processed via ECAP-PC // J. Mater. Sci. 2013. Vol. 48. Iss. 13. P. 4501–4509.
9. Sauvage X., Bobruk E. V., Murashkin M. Yu., Nasedkina Y., Enikeev N. A., Valiev R. Z. Optimization of electrical conductivity and strength combination by structure design at the nanoscale in Al-Mg-Si alloys // Acta Materialia. 2015. Vol. 98. P. 355–366.
10. Chunming Su., Suarez Donald L. In situ infrared speciation of adsorbed carbonate on aluminum and iron oxides // Clays and Minerals. 1997. Vol. 45. No. 6. P. 814–825.
11. Напалков В.И., Махов С.В. Легирование и модифицирование алюминия и магния. М.: МИС и С, 2002. 374 с.
12. Napalkov V.I., Makhov S.V. Legirovanie i modificirovanie aluminiya i magniya aluminium-guide.ru 2013–2017.
13. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. М.: Металлургия, 1979. 208 с.
14. Металлургия алюминия / Борисоглебский Ю.В., Галевский Г.В., Кулагин Н.М. и др. Новосибирск: Наука; СО фирма РАН, 1999. 438 с.
15. Норова М.Т., Ганиев И.Н., Назаров Х.М. Повышение коррозионной стойкости алюминиево-литиевых сплавов микролегированием кальцием // ЖПХ. 2003. Т. 76. Вып. 4. С. 567–569.
16. Влияние лантана на анодное поведение сплава Al+6%Li / Назаров Ш.А., Ганиев И.Н., Норова М.Т., Ганиева Н.И., Irene C. // Обработка сплошных и сплошных материалов. 2016. №1 (44). С. 49–53.
17. Норова М.Т., Ганиев И.Н., Ганиева Н.И. Коррозия алюминиево-литиевых сплавов с щелочноземельными металлами. Германия. Изд. дом LAPLAMBERT Academic Publishing, 2012. 93 с.
18. Махсудова М.С., Норова М.Т., Ганиев И.Н. Потенциодинамическое исследование сплава Al+0,05%Sr, легированного магнием, в среде электролита NaCl // Доклады Академии наук Республики Таджикистан. 2007. Т. 50, №6. С. 621–626.
19. Коррозионно-электрохимическое поведение сплава АМг6, легированного церием / Вазиров Н.Ш., Ганиев И.Н., Норова М.Т., Махсудова М.С. // Известия Академии наук Республики Таджикистан. Отделение физико-математических, химических, геологических и технических наук. 2013. №3 (152). С. 91–97.
20. Семенченко В.К. Поверхностные явления в металлах и сплавах. М.: Гостехиздат, 1956. 135 с.
21. Модифицирование силуминов стронцием / Ганиев И.Н., Пархутин Г.А., Вахобов А.В., Куприянова И.Ю. Минск: Наука и техника, 1985. 143 с.
22. Мальцев М.В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.

Поступила 30.01.18
Принята в печать 12.03.18

EFFECT OF CERIUM, PRASEODYMIUM AND NEODYMIUM ON THE ELECTROCHEMICAL PROPERTIES OF THE AMg6 ALUMINIUM ALLOY IN THE NaCl NEUTRAL MEDIUM

Muattar T. Norova – PhD (Chem.), senior research fellow

The Laboratory of Corrosion Resistant Materials, Nikitin Institute of Chemistry of the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan, Dushanbe, Republic of Tajikistan. E-mail: muattar_1975@mail.ru

Nazir Sh. Vazirov – Assistant Professor

The Chair of Materials Engineering, Metallurgical Machines and Equipment, Osimi Tajik Technical University, Dushanbe, Republic of Tajikistan. E-mail: nazir7@mail.ru

Izatullo N. Ganiev – Academician at the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan, D.Sc. (Chem.), Professor, Head of the Laboratory of Corrosion Resistant Materials

Nikitin Institute of Chemistry of the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan, Dushanbe, Republic of Tajikistan. E-mail: ganiev48@mail.ru

Abstract

Al-Mg alloys serve as base alloys for the development of advanced alloys used in various aggressive environments. Search for ways to increase the corrosion resistance of aluminium-magnesium alloys and the existing methods are of scientific and practical interest. Rare earth metals (REM) find their practical application in the production of various materials. In this case, they can act as both alloying and basic components. The benefits of using REMs as additives to the materials include increased strength, a broader application scope in terms of temperature, and a range of fresh useful properties. For example, the addition of REMs to duralumin alloys results in their increased electrical resistivity and operating temperature threshold. This work looked at the corrosion and electrochemical behavior of the AMg6-Ce (Pr, Nd) alloy in the NaCl electrolyte by applying a potentiostatic method at the potential sweep rate of 2 mV/s. It is shown that due to the addition of REMs the corrosion rate of the bearing alloy is reduced approximately 1.5 times depending on the electrolyte concentration. The reduction in the corrosion rate is associated with the passivation process.

Keywords: AMg6 alloy, cerium, praseodymium, neodymium, potentiostatic method, free corrosion potential, corrosion potential, pitting potential, corrosion rate, NaCl electrolyte.

References

1. Menan F., Henaff G. Synergistic action of fatigue and corrosion during crack growth in the 2024 aluminium alloy. *Procedia Engineering*. Elsevier. 2010. Vol. 2. No. 1. P. 1441–1450.
2. Chlistovsky R., Heffeman P., Duquesnay D. Corrosion-fatigue behaviour of 7075-T651 aluminum alloy subjected to periodic overloads. *Internat. J. of Fatigue*. 2007. Vol. 29. No. 9–11. P. 1941–1949.
3. Jones K., Hoeppner D. W. Prior corrosion and fatigue of 2024-T3 aluminum alloy. *Corros. Sci.* 2006. Vol. 48. No. 10. P. 3109–3122.
4. Spencer K., Corbin S. F., Lloyd D. J. The influence of iron content of the plain strain fracture behavior of AA5754 Al-Mg sheet alloys. *Mater. Sci. Eng.* 2002. Vol. A 325. No. 1–2. P. 394–404.
5. Kechin V., Kireev A. Influences of gas content on corrosion and electrochemical characteristics of aluminium alloys. 22nd International Conf. on Metallurgy and Materials May 15–17th 2013 Hotel Voronez I, Brno, Czech Republic, EU.
6. Min-Kyong Chung, Yoon-Seok Choi, Jung-Gu Kima, Young-Man Kimb, Jae-Chul Lee. Effect of the number of ECAP pass time on the electrochemical properties of 1050 Al alloys. *Materials Science and Engineering A366*. 2004. P. 282–291.
7. Song Dan, Ma Ai-bin, Jiang Jing-hua, Lin Pin-hua, Yang Dong-hui. Corrosion behavior of ultra-fine grained industrial pure Al fabricated by ECAP. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 2009. Vol. 19. P. 1065–1070.
8. Murashkin M., Sabirov I., Kazykhanov V., Bobruk E., Dubravina A., Valiev R. Z. Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultra-fine grained Al alloy processed via ECAP-PC. *J. Mater. Sci.* 2013. Vol. 48. Iss. 13. P. 4501–4509.
9. Sauvage X., Bobruk E. V., Murashkin M. Yu., Nasedkina Y., Enikeev N. A., Valiev R. Z. Optimization of electrical conductivity and strength combination by structure design at the nanoscale in Al-Mg-Si alloys. *Acta Materialia*. 2015. Vol. 98. P. 355–366.
10. Chunming Su., Suarez Donald L. In situ infrared speciation of adsorbed carbonate on aluminum and iron oxides. *Clays and Minerals*. 1997. Vol. 45. No. 6. P. 814–825.
11. Napalkov V.I., Makhov S.V. *Legirovanie i modifitsirovanie aluminiya i magniya* [Alloying and inoculation of aluminium and magnesium]. Moscow: MISIS, 2002, 374 p. (In Russ.)
12. Napalkov V.I., Makhov S.V. *Legirovanie i modificirovanie aluminiya i magniya* aluminium-guide.ru 2013–2017.
13. Fridlyander I.N. *Alyuminievye deformiruemye konstruktionskiye splavy* [Wrought aluminium alloys for structural applications]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 208 p. (In Russ.)
14. Borisoglebsky Yu.V., Galevsky G.V., Kulagin N.M. et al. *Metalurgiya alyuminija* [Aluminium metallurgy]. Novosibirsk: Nauka, Firma RAN, 1999, 438 p. (In Russ.)
15. Norova M.T., Ganiev I.N., Nazarov Kh.M. Enhancing the corrosion resistance of aluminium-lithium alloys by microalloying with

- calcium. *ZhPKh* [Journal of applied chemistry], 2003, vol. 76, no. 4, pp. 567–569. (In Russ.)
16. Nazarov Sh.A., Ganiev I.N., Norova M.T., Ganieva N.I., Irene C. The effect of lanthanum on the anodic behaviour of the Al+6%Li alloy. *Obrabotka sploshnykh i sloistykh materialov* [Processing of solid and laminated materials], 2016, no. 1 (44), pp. 49–53. (In Russ.)
17. Norova M.T., Ganiev I.N., Ganieva N.I. *Korroziya aluminievilitevykh splavov s shchelochnozemelnymi metallami* [The corrosion of aluminium-lithium alloys with alkaline earth metals]. Germany, LAPLAMBERT Academic Publishing, 2012, 93 p.
18. Makhsudova M.S., Norova M.T., Ganiev I.N. A potentiodynamic study of the Al+0,05%Sr alloy doped with magnesium in the NaCl electrolyte. *Doklady Akademii nauk Respubliki Tadzhikistan* [Proceedings of the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan]. Dushanbe, 2007, vol. 50, no. 6, pp. 621–626.
19. Vazirov N.Sh., Ganiev I.N., Norova M.T., Makhsudova M.S. The corrosion and electrochemical behaviour of the AMg6 alloy doped with cerium. *Izvestiya Akademii nauk Respubliki Tadzhikistan. Otdelenie fiziko-matematicheskikh, khimicheskikh, geologicheskikh i tekhnicheskikh nauk* [Bulletin of the Academy of Sciences of the Republic of Tajikistan. Department of physics and mathematics, chemistry, geology and engineering], 2013, no. 3 (152), pp. 91–97.
20. Semenchenko V.K. *Poverkhnostnye yavleniya v metallakh i splavakh* [Surface phenomena in metals and alloys]. Moscow: Publishing house for scientific literature, 1956, 135 p. (In Russ.)
21. Ganiev I.N., Parkhutin G.A., Vakhobov A.V., Kupriyanova I.Yu. *Modifitsirovanie siluminov strontsiem* [Inoculation of silumins with strontium]. Minsk: Nauka i tekhnika, 1985, 143 p.
22. Maltsev M.V. *Modifitsirovanie struktury metallov i splavov* [Modifying the structure in metals and alloys]. Moscow: Metalluriya, 1984, 280 p. (In Russ.)

Received 30/01/18

Accepted 12/03/18

Образец для цитирования

Норова М.Т., Вазиров Н.Ш., Ганиев И.Н. Влияние церия, празеодима и неодима на электрохимические характеристики алюминиевого сплава АМг6 в нейтральной среде NaCl // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2018. Т.16. №2. С. 41–47, <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2018-16-2-41-47>

For citation

Norova M.T., Vazirov N.Sh., Ganiev I.N. Effect of cerium, praseodymium and neodymium on the electrochemical properties of the AMg6 aluminium alloy in the NaCl neutral medium. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2018, vol. 16, no. 2, pp. 41–47, <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2018-16-2-41-47>