

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Sc:Zr НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ЛИТЫХ СПЛАВОВ Al–Mg

© 2024 г. Н. А. Козлова^{а,*}, А. В. Нохрин^а, В. Н. Чувильдеев^а,
Я. С. Шадрин^а, А. А. Бобров^а, М. К. Чегуров^а

^аНациональный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
пр. Гагарина, 23, Нижний Новгород, 603022 Россия

*e-mail: nakozlova@nifti.unn.ru

Поступила в редакцию 15.12.2023 г.

После доработки 05.06.2024 г.

Принята к публикации 07.06.2024 г.

Представлены результаты исследований коррозионной стойкости сплавов Al–Mg с различным содержанием магния и различным соотношением скандия и циркония (Sc:Zr). Сплавы получены методом индукционного литья. Исследовано влияние температуры отжига на микротвердость и удельное электросопротивление литых сплавов Al–Mg–Sc–Zr. Электрохимические коррозионные испытания проводили в среде, моделирующей межкристаллитную коррозию в алюминиевых сплавах. Показано, что увеличение концентрации магния приводит к повышению тока коррозии, а уменьшение концентрации скандия (при условии $Sc + Zr = const$) приводит к снижению скорости межкристаллитной коррозии. Установлено, что зависимость плотности тока коррозии от температуры отжига сплавов Al–Mg–Sc–Zr с повышенным отношением Sc:Zr имеет немонотонный (с максимумом) характер.

Ключевые слова: сплав Al–Mg, коррозия, скандий, цирконий, частицы $Al_3(Sc, Zr)$

DOI: 10.31857/S0015323024080072 EDN: JWNAMU

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы Al–Mg обладают оптимальным сочетанием прочности, пластичности и коррозионной стойкости, что обуславливает их активное применение в машиностроении. Задача повышения прочности и коррозионной стойкости решается за счет выбора оптимального состава легирующих элементов (ЛЭ), среди которых скандий является одним из наиболее эффективных ЛЭ [1]. Высокая стоимость Sc существенно ограничивает перспективы применения Sc-содержащих сплавов в гражданском машиностроении. Поэтому задача замены Sc на более дешевые редкоземельные элементы или переходные металлы является весьма актуальной.

Цирконий может частично заменить Sc в составе сплавов Al–Mg. В настоящее время показано, что для достижения высокой прочности в сплавах Al–Mg оптимальным является соотношение Sc:Zr $\sim 3:1$ (мас.%). Это позволило разработать группу промышленных сплавов Al–Mg–Sc–Zr (марки 1570, 1570С, 1571, 1575 и др.) с повышенной прочностью. Исследования по оптимизации соотношения Sc:Zr продол-

жаются и можно выделить работу по созданию сплавов с Sc:Zr = 1 (мас.%) [1].

Следует отметить, что в настоящее время среди исследователей нет однозначного мнения о том, как Sc и Zr, а также их соотношение, влияет на коррозионную стойкость алюминиевых сплавов.

В работах [2–4] показано, что между скоростью коррозии и размером зерна может наблюдаться соотношение, аналогичное соотношению Холла–Петча. Выделение частиц Al_3X позволяет сформировать мелкозернистую структуру и, следовательно, повысить коррозионную стойкость алюминиевых сплавов (см., напр. [5–8]). Причиной повышенной коррозионной стойкости мелкозернистых сплавов Al–Mg и Al–Mg–Mn с добавкой Sc и Zr является уменьшение количества частиц β -фазы Mg_2Al_3 , расположенных по границам зерен [9–11]. Кроме этого, формирование мелкозернистой структуры позволяет уменьшить склонность сплавов к образованию зернограницных сегрегаций коррозионно-опасных элементов (Zn, Mg, Cu) и, тем самым, повысить стойкость алюминиевых сплавов против межкристаллитной коррозии (МКК) (см. [12–16]).

Таким образом, обычно считается, что добавка Sc и Zr снижает склонность к рекристаллизации сплавов Al–Mg [17, 18], позволяет сформировать структуру с большой протяженностью границ зерен и малой локальной концентрацией ЛЭ, уменьшить размер и изменить характер распределения частиц второй фазы по границам зерен. Эти факторы положительно влияют на коррозионную стойкость алюминиевых сплавов.

Некоторые авторы высказывают противоположное мнение о характере влияния Sc и Zr на коррозионную стойкость алюминиевых сплавов. Известно, что в большеугловых границах зерен (БУГ) может происходить ускоренное образование и рост частиц второй фазы. В этом случае формирование мелкозернистой структуры с большой долей БУГ будет приводить к снижению коррозионной стойкости сплава [12, 13, 19]. Отмечается, что БУГ обладают повышенной энергией и, как следствие, их наличие приводит к снижению коррозионной стойкости алюминия [20]. Попадание дефектов (дислокаций, вакансий) в границы зерен может приводить к дополнительному снижению коррозионной стойкости сплавов [21]. Эти результаты хорошо согласуются с данными работы [22], в которой отмечается, что добавка Sc и Zr позволяет повысить стойкость сплава Al–Mg к МКК, но максимальная стойкость против МКК наблюдалась в случае формирования субзеренной структуры.

Большинство авторов указывают на то, что частицы Al_3Sc и $Al_3(Sc,Zr)$ являются катодами по отношению к алюминиевой матрице [23–25] и могут отрицательно влиять на коррозионную стойкость сплава за счет образования микрогальванических пар «кристаллическая решетка Al – частица $Al_3(Sc,Zr)$ » [26–28]. Авторами [25] показано, что при испытании сплавов Al–6 мас.%Mg–Sc–Zr в нейтральной среде с эффектом пассивации увеличение концентрации в мас.% Sc с 0.20% (при 0.13%Zr) до 0.52% (при 0.05%Zr) приводит к увеличению скорости коррозии, но не оказывает заметного влияния на склонность сплавов к точечной коррозии.

В работах [29, 30] показано, что зависимость скорости коррозии сплава Al–(2.5–3)%Mg–X%Sc–(0.14–0.15)%Zr от концентрации скандия ($X = 0, 0.15, 0.3, 0.6, 0.9\%$ в мас.%) имеет немонотонный характер с минимумом, соответствующим 0.3 мас.%Sc. Высказано предположение, что в нейтральных водных средах (3%NaCl) частицы $Al_3(Sc_xZr_{1-x})$ могут растворяться; это приводит к образова-

нию на поверхности алюминиевого сплава пассивирующего слоя с добавкой скандия и оксида Sc_2O_3 . Известно также, что стойкость пленки оксида алюминия можно повысить за счет увеличения концентрации Sc [31]. В работе [25] также отмечено, что малые добавки Sc и Zr повышают способность сплава Al–6%Mg к самопассивации в 3%-ном водном растворе NaCl, но сами частицы $Al_3(Sc,Zr)$ могут являться дополнительными центрами для осаждения частиц β -фазы и тем самым отрицательно влиять на коррозионную стойкость сплавов Al–Mg–Sc–Zr.

Цель работы – изучение влияния соотношения Sc и Zr на коррозионную стойкость литых сплавов Al–Mg. Базовая гипотеза, которая положена в основу нашего исследования, – изменение соотношения Sc:Zr в неотожженном сплаве изменяет средний размер зерна и, как следствие, число частиц β -фазы, располагающихся по границам зерен алюминиевого сплава. Это сказывается, в первую очередь, на склонности алюминиевых сплавов к МКК. Отжиг сплавов Al–Mg–Sc–Zr приводит к выделению вторичных частиц $Al_3(Sc,Zr)$ в объеме кристаллической решетки, которые влияют на склонность алюминиевого сплава к локальной коррозии.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ

Объектом исследования являются сплавы Al–Mg–Sc–Zr с общим содержанием Sc + Zr = 0.32 мас.%. Концентрация скандия и циркония в сплавах варьировалась с шагом в 0.02 мас.%. Концентрация магния в сплавах составляла 2.5, 4.0 и 6.0 мас.%. Химический состав сплавов представлен в табл. 1.

В составе исследуемых алюминиевых сплавов присутствуют примеси железа (0.16–0.20 мас.%), кремния (0.06–0.08 мас.%), марганца (0.02 мас.%) и меди (0.01 мас.); концентрация остальных примесей – менее 0.01 мас.%.

Сплавы получены методом индукционного литья в вакууме с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200. Гомогенизирующий отжиг литых заготовок не проводился. Для исследования эволюции структуры сплавы отжигали в течение 30 мин в воздушной печи СНОЛ, в интервале температур (T) от 100 до 500 °С. Точность поддержания T составляла ± 5 °С.

Микроструктуру сплавов исследовали с использованием металлографического микроскопа Leica DM IRM (OM) и растрового электронного микроскопа (РЭМ) Jeol JSM-6490 с энергодисперсионным микроанализато-

Таблица 1. Химический состав алюминиевых сплавов

Серия	№ сплава	Легирующие элементы, мас.% (ат.%)				
		Mg	Sc	Zr	Sc+Zr	Sc:Zr
1	1–2.5	2.5 (2.8)	0.10 (0.060)	0.22 (0.065)	0.32 (0.125)	0.45 (0.92)
	1–4.0	4.0 (4.4)				
	1–6.0	6.0 (6.7)				
2	2–2.5	2.5 (2.8)	0.12 (0.072)	0.20 (0.059)	0.32 (0.131)	0.60 (1.22)
	2–4.0	4.0 (4.4)				
	2–6.0	6.0 (6.7)				
3	3–2.5	2.5 (2.8)	0.14 (0.084)	0.18 (0.053)	0.32 (0.137)	0.78 (1.58)
	3–4.0	4.0 (4.4)				
	3–6.0	6.0 (6.7)				
4	4–2.5	2.5 (2.8)	0.16 (0.096)	0.16 (0.047)	0.32 (0.143)	1.00 (2.04)
	4–4.0	4.0 (4.4)				
	4–6.0	6.0 (6.7)				
5	5–2.5	2.5 (2.8)	0.18 (0.108)	0.14 (0.041)	0.32 (0.149)	1.29 (2.63)
	5–4.0	4.0 (4.4)				
	5–6.0	6.0 (6.7)				
6	6–2.5	2.5 (2.8)	0.20 (0.120)	0.12 (0.035)	0.32 (0.156)	1.67 (3.43)
	6–4.0	4.0 (4.4)				
	6–6.0	6.0 (6.7)				
7	7–2.5	2.5 (2.8)	0.22 (0.132)	0.10 (0.030)	0.32 (0.162)	2.20 (4.40)
	7–4.0	4.0 (4.4)				
	7–6.0	6.0 (6.7)				

ром Oxford Instruments INCA 350. Для изучения процесса выделения частиц $Al_3(Sc, Zr)$ использовали методики измерения микротвердости (Hv) и удельного электросопротивления (УЭС). Твердость Hv измеряли с использованием твердомера Qness A50+; средняя погрешность определения Hv составляла ± 15 МПа. УЭС сплавов измеряли вихретоковым методом с использованием прибора SIGMATEST 2.069.

Коррозионные испытания проводили в соответствии с ГОСТ 9.021–74 при комнатной температуре, в водном растворе 3%NaCl + 0.3%HCl (рН = 1.18). Эффект пассивации алюминия в данной коррозионной среде отсутствует. Испытания проводили с использованием потенциостатов Р-20Х и Р-30S, в стандартной стеклянной трехэлектродной ячейке. В качестве электрода сравнения использовали хлор-серебряный электрод, в качестве вспомогательного электрода – платиновый электрод. Предварительную выдержку осуществляли в используемом коррозионном растворе в течение 1 ч, с одновременным контролем зависимости потенциала от времени выдержки $E(t)$. Исследование осуществляли в интервале потенциалов от –1.0 до 0.4 В, скорость сканирования составляла 0.5 мВ/с, скорость регистрации 10 точек/с. Для

анализа результатов использовали программное обеспечение ES8 фирмы «Элинс». Для проверки повторяемости результатов для каждого структурно-фазового состояния исследовали не менее трех образцов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Результаты исследований показывают, что литые сплавы с 2.5%Mg имеют однородную мелкозернистую структуру с тонким слоем столбчатых кристаллов по краям поперечного сечения. Увеличение содержания Mg приводит к практически полному исчезновению столбчатых кристаллов и уменьшению среднего размера зерен в центральной части слитка. В сплавах с 6%Mg средний размер зерна в центральной части слитка близок к 20–40 мкм (рис. 1). Увеличение отношения Sc:Zr приводит к незначительному снижению среднего размера зерна сплавов.

В структуре литых сплавов присутствуют первичные частицы $Al_3(Sc, Zr)$, которые равномерно расположены на поверхности поперечного сечения шлифа. В сплавах Al–Mg–Sc–Zr с повышенным содержанием циркония наблюдаются частицы Al_3Zr прямоугольной формы, которые располагаются внутри мелких равноосных зерен

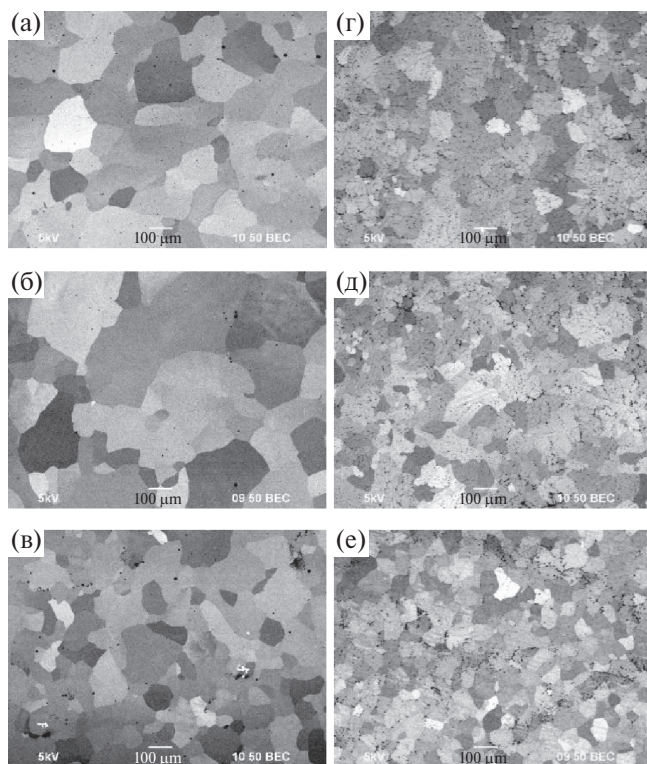


Рис. 1. Макроструктура сплавов с 2.5%Mg (а, б, в) и 6%Mg (г, д, е) с различным соотношением в мас.% Sc:Zr = 0.45 (а, г), Sc:Zr = 1.0 (б, д); Sc:Zr = 2.2 (в, е). ОМ.

(рис. 2а, б). В литых сплавах с повышенным содержанием Sc наблюдаются первичные частицы $Al_3(Sc,Zr)$ (рис. 2в, г). Увеличение содержания Mg приводит к повышению объемной доли первичных частиц. Границы мелких зерен в центральной части слитка содержат повышенное количество частиц β -фазы, которые интенсивно разрушаются при электрохимической полировке (рис. 2д, е). Результаты энергодисперсионного микроанализа свидетельствуют о том, что вытравливающиеся при полировке частицы содержат повышенную концентрацию магния (рис. 2е) и, следовательно, являются частицами β -фазы.

На поверхности слаботравленного шлифа повышенное содержание частиц β -фазы или повышенное содержание Mg в границах зерен, приводило к изменению их контраста (рис. 2б, д). Предположение о повышенной концентрации Mg в границах зерен алюминиевого сплава было подтверждено результатами энергодисперсионного микроанализа. Увеличение концентрации Mg в сплавах Al–Mg приводило к увеличению доли частиц β -фазы.

В табл. 2 представлены результаты исследований микротвердости и УЭС сплавов в исход-

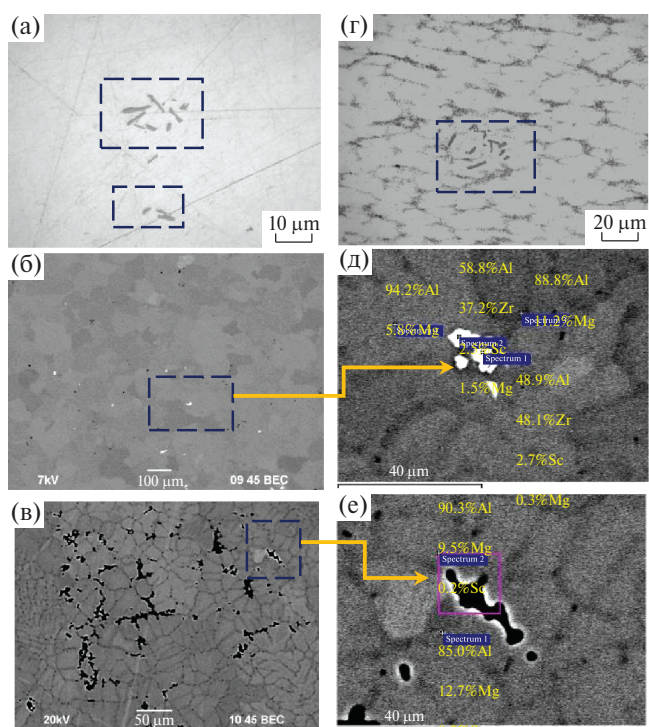


Рис. 2. Микроструктура сплавов с 6%Mg: первичные частицы в сплаве № 1–6.0 (а, б) и № 4–6.0 (в, г); (д, е) микроструктура сплава № 1–6.0; а, б – ОМ, в, г, д, е – РЭМ. На поле рисунка составы частиц указаны в мас. %.

ном состоянии. Увеличение концентрации Mg приводит к увеличению Hv алюминиевых сплавов при всех соотношениях Sc:Zr. Как видно из табл. 2, масштаб влияния соотношения Sc:Zr оказывается меньше разброса значений твердости для каждой из групп сплавов (2.5, 4.0, 6.0%Mg). Повышенный разброс значений твердости связан с неоднородностью макроструктуры исследуемых литых сплавов. Увеличение концентрации Sc и уменьшение концентрации Zr приводит к незначительному повышению УЭС в сплавах с 4 и 6%Mg; в сплавах с 2.5%Mg изменение соотношения Sc:Zr не оказывает заметного влияния на УЭС. Важно отметить, что для сплавов с 6%Mg экспериментально измеренная величина УЭС (ρ_0) в исходном состоянии (без отжигов) оказывается меньше своей теоретической величины ρ_{th} , рассчитанной в предположении об аддитивности вкладов ЛЭ в УЭС чистого алюминия (см. [32]). Полученный результат свидетельствует о том, что в процессе кристаллизации сплавов Al–6%Mg–Sc–Zr часть ЛЭ выделилась из твердого раствора, что привело к образованию первичных частиц. Повышенная разница $\Delta\rho = \rho_{th} - \rho_0$ в сплавах Al–6%Mg–Sc–Zr также связана с образованием в процессе кристаллиза-

Таблица 2. Результаты исследований свойств литых алюминиевых сплавов

Сплавы Al–2.5Mg–Sc–Zr							
№ сплава	1–2.5	2–2.5	3–2.5	4–2.5	5–2.5	6–2.5	7–2.5
Hv , МПа	580 ± 55	605 ± 40	595 ± 60	645 ± 60	625 ± 50	630 ± 30	635 ± 40
ΔHv_{\max} , МПа	210 ± 55	220 ± 40	285 ± 60	290 ± 40	360 ± 50	320 ± 35	370 ± 45
ρ_0 , мкОм·см	4.50 ± 0.04	4.59 ± 0.03	4.37 ± 0.03	4.62 ± 0.03	4.55 ± 0.02	4.54 ± 0.03	4.50 ± 0.03
$\Delta\rho_{\max}$, мкОм·см	0.30	0.33	0.35	0.38	0.34	0.39	0.38
ρ_{th} , мкОм·см	4.59	4.60	4.60	4.61	4.61	4.62	4.62
Сплавы Al–4Mg–Sc–Zr							
№ сплава	1–4.0	2–4.0	3–4.0	4–4.0	5–4.0	6–4.0	7–4.0
Hv , МПа	630 ± 40	660 ± 45	685 ± 40	690 ± 50	700 ± 30	655 ± 40	640 ± 40
ΔHv_{\max} , МПа	235 ± 40	255 ± 40	285 ± 40	300 ± 45	345 ± 30	365 ± 40	390 ± 40
ρ_0 , мкОм·см	5.25 ± 0.04	5.37 ± 0.04	5.34 ± 0.05	5.36 ± 0.05	5.37 ± 0.05	5.34 ± 0.04	5.39 ± 0.06
$\Delta\rho_{\max}$, мкОм·см	0.25	0.35	0.33	0.32	0.44	0.35	0.40
ρ_{th} , мкОм·см	5.30	5.31	5.31	5.32	5.32	5.33	5.33
Сплавы Al–6Mg–Sc–Zr							
№ сплава	1–6.0	2–6.0	3–6.0	4–6.0	5–6.0	6–6.0	7–6.0
Hv , МПа	730 ± 40	800 ± 30	795 ± 50	790 ± 50	780 ± 60	775 ± 60	770 ± 60
ΔHv_{\max} , МПа	320 ± 40	300 ± 30	360 ± 45	385 ± 50	405 ± 50	410 ± 50	440 ± 60
ρ_0 , мкОм·см	6.27 ± 0.04	6.30 ± 0.04	6.30 ± 0.05	6.32 ± 0.05	6.33 ± 0.06	6.34 ± 0.04	6.35 ± 0.05
$\Delta\rho_{\max}$, мкОм·см	0.10	0.16	0.16	0.17	0.17	0.17	0.22
ρ_{th} , мкОм·см	6.49	6.49	6.50	6.50	6.51	6.51	6.52

ции частиц β -фазы и уменьшением концентрации Mg в кристаллической решетке Al.

На рис. 3 представлены зависимости изменения УЭС (ρ/ρ_0) и твердости (ΔHv) от температуры 30-минутного отжига. Из рис. 3а видно, что в сплавах с 2.5%Mg снижение УЭС начинается при температуре 300°C и практически не зависит от соотношения Sc:Zr. Начало выделения вторичных частиц $Al_3(Sc,Zr)$ приводит к повышению твердости алюминиевых сплавов; максимальная твердость сплавов достигается после отжига при температуре 350°C. Дальнейшее увеличение температуры отжига приводит к снижению твердости, что обусловлено быстрым ростом выделившихся частиц. После отжига при температурах более 450°C наблюдается незначительное повышение УЭС, обусловленное, вероятно, частичным растворением частиц β -фазы и повышением концентрации Mg в кристаллической решетке алюминия. В пользу данного предположения свидетельствует одинаковый масштаб повышения УЭС после отжига при температурах более 450°C, который в пределах погрешности измерения УЭС не зависит от концентрации Sc и Zr в сплаве. Аналогичный характер зависимостей $\rho/\rho_0(T)$ и $\Delta Hv(T)$ наблюдается для сплавов с 4%Mg (рис. 3б) и 6%Mg (рис. 3в).

Из рис. 3 видно, что эффект повышения УЭС, связанный с частичным растворением частиц β -фазы, наиболее отчетливо проявляется в сплаве с 2.5%Mg, а при повышении концентрации Mg масштаб этого эффекта существенно уменьшается, и в сплаве с 6%Mg наблюдается практически монотонное снижение УЭС при повышении температуры отжига. Как известно, магний приводит к уменьшению коэффициента диффузии в алюминии [33] и к снижению интенсивности процесса распада твердого раствора в сплавах Al–Mg–Sc–Zr [34]. В сплавах с малым содержанием магния (2.5%) распад твердого раствора протекает при более низких температурах, чем в сплавах с повышенным (4.0, 6.0%) содержанием магния. Поэтому на зависимостях $\rho/\rho_0(T)$ для сплавов с 2.5%Mg процесс распада твердого раствора, приводящий к снижению УЭС, протекает при более низких температурах, чем процесс растворения частиц β -фазы, сопровождающийся повышением УЭС. Увеличение концентрации Mg приводит к смещению стадии распада твердого раствора в область более высоких температур отжига. Поскольку вклады Sc и Zr в повышение УЭС алюминия заметно больше ($K_{Sc} = 3.32$ мкОм·см/ат.%, $K_{Sc} = 5.85$ мкОм·см/ат.% [35]), чем вклад магния ($K_{Mg} = 0.49$ мкОм·см/ат.% [35]), то масштаб сни-

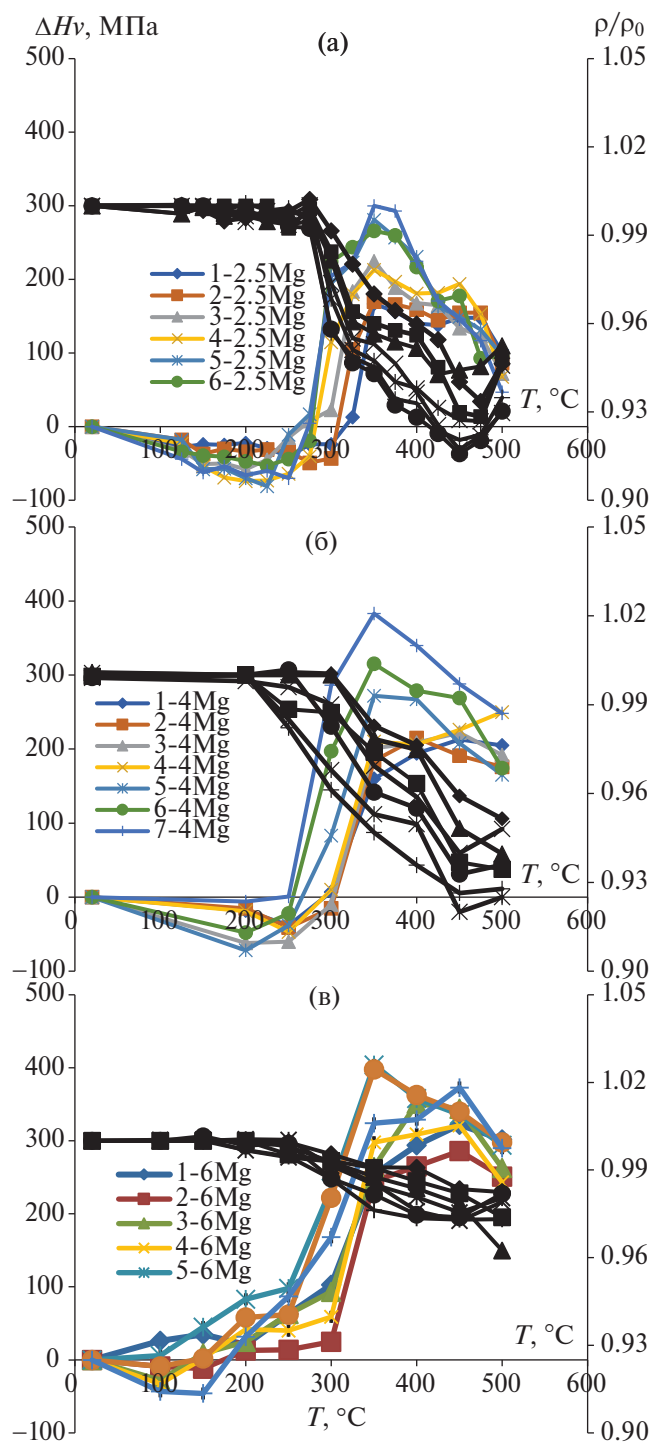


Рис. 3. Зависимости изменения УЭС (ρ/ρ_0 , черные линии) и микротвердости (ΔH_v , цветные линии) от температуры 30-минутного отжига сплавов с 2.5%Mg (а), 4%Mg (б) и 6%Mg (в).

жения УЭС при распаде твердого раствора оказывается больше, чем масштаб увеличения УЭС, связанного с повышением концентрации Mg в кристаллической решетке алюминиевого сплава.

Интенсивность выделения частиц $Al_3(Sc,Zr)$ будем характеризовать величиной максимального увеличения твердости ($\Delta H_{v_{max}}$) и величиной максимального уменьшения УЭС ($\Delta\rho_{max} = \rho_0 - \rho_{min}$). Из табл. 2 видно, что с увеличением содержания Sc наблюдается повышение $\Delta H_{v_{max}}$ и $\Delta\rho_{max}$. Этот результат свидетельствует о том, что в сплавах с повышенным содержанием Sc наблюдается более интенсивное выделение частиц $Al_3(Sc,Zr)$. Увеличение концентрации Mg приводит к уменьшению $\Delta\rho_{max}$ и увеличению $\Delta H_{v_{max}}$. В сплаве № 7–6.0 приращение твердости при отжиге достигает 440 МПа, в то время как в сплавах № 7–4.0 и № 7–2.5 величина $\Delta H_{v_{max}}$ составляет 390 и 370 МПа соответственно (табл. 2). Снижение $\Delta\rho_{max}$ свидетельствует о том, что увеличение концентрации Mg приводит к уменьшению доли частиц $Al_3(Sc, Zr)$. В области малых температур отжига на рис. 3 наблюдаются отрицательные значения $\Delta H_{v_{max}}$ (до -70 МПа), которые связаны, очевидно, с началом процессов возврата и уменьшением плотности дефектов. Отметим, что интенсивность этих процессов в литых сплавах очень мала – масштаб изменения $\Delta H_{v_{max}}$ на данной стадии лишь незначительно превосходит ошибку измерения этой величины (см. табл. 2).

На рис. 4 представлены зависимости $\lg(i_{corr})-E$ для сплавов Al–Mg–Sc–Zr с различным соотношением Sc:Zr. Для удобства сравнения на каждом рисунке представлены зависимости $\lg(i_{corr})-E$ для сплавов с 2.5, 4.0 и 6.0%Mg. Анализ представленных графиков показывает, что увеличение концентрации Mg при Sc:Zr = const приводит к уменьшению потенциала коррозии на ~ 40 мВ и увеличению плотности тока коррозии.

На рис. 5 представлены зависимости тока коррозии сплавов Al–Mg в исходном (неотожженном) состоянии от соотношения Sc:Zr. Из рис. 5 видно, что увеличение концентрации Sc и уменьшение концентрации Zr приводит к повышению i_{corr} в сплавах с 4% и 6%Mg; в сплавах с 2.5%Mg изменение соотношения Sc:Zr незначительно влияет на ток коррозии i_{corr} .

Следует отметить неожиданный характер обнаруженного эффекта повышения скорости коррозии при увеличении отношения Sc:Zr (рис. 5) – поскольку увеличение концентрации Sc приводит к уменьшению размера зерен (рис. 1), то, как отмечалось во Введении, в мелкозернистых сплавах с большей площадью границ зерен ожидается уменьшение числа и размера

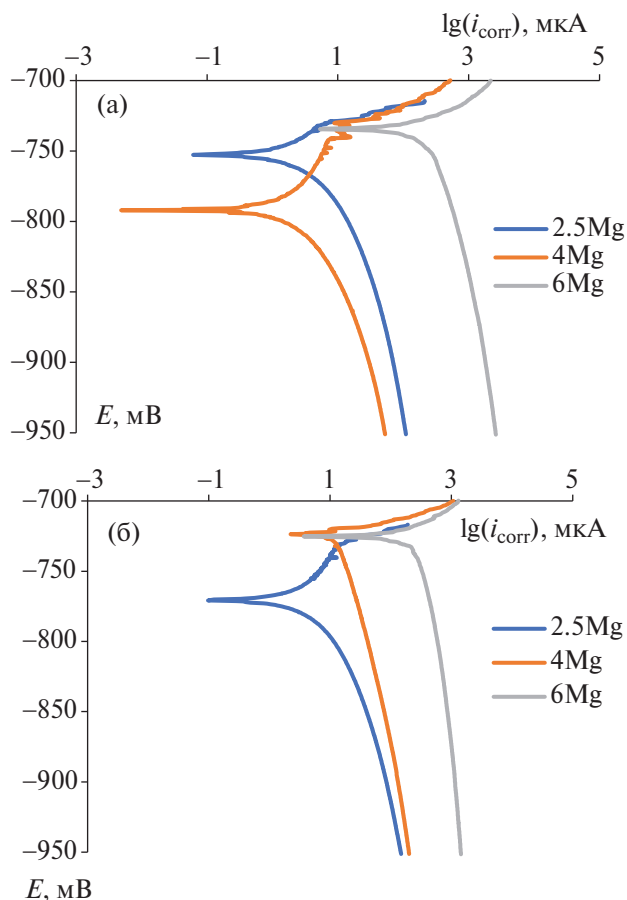


Рис. 4. Зависимости $\lg(i_{\text{corr}}) - E$ для сплавов Al-Mg-Sc-Zr с Sc:Zr = 0.45 (а) и Sc:Zr = 2.2 в мас. % (б).

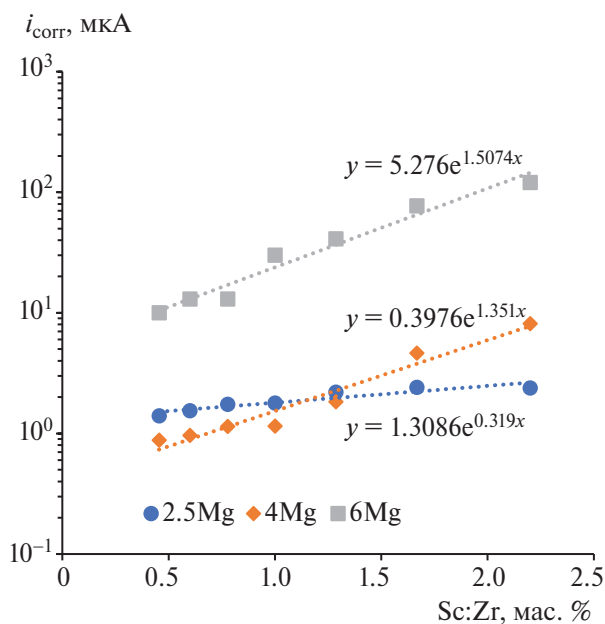


Рис. 5. Зависимость плотности тока коррозии от соотношения Sc:Zr в сплавах Al-Mg-Sc-Zr.

частиц β -фазы по границам зерен, провоцирующих МКК в алюминиевых сплавах. Вследствие этого можно было бы ожидать снижения тока коррозии при увеличении отношения Sc:Zr.

Нарис. 6 представлены типичные зависимости $\lg(i_{\text{corr}}) - E$ для образцов сплавов Al-Mg-Sc-Zr после отжигов при различных температурах. Из рис. 6а видно, что отжиг при температуре 450°C не приводит к существенному изменению плотности тока коррозии и потенциала коррозии для сплавов с повышенным содержанием Zr. В сплавах с повышенным содержанием скандия масштаб изменения плотности тока коррозии оказывается больше (рис. 6б).

Обобщение результатов исследований представлено на рис. 7, на котором в качестве примера приведена зависимость плотности тока коррозии от температуры отжига сплава

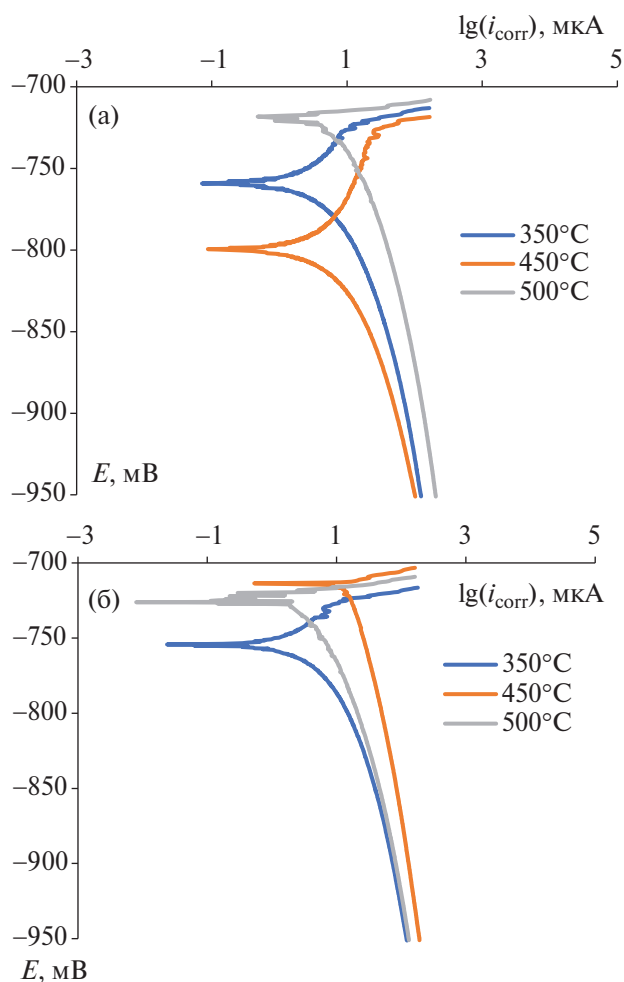


Рис. 6. Зависимости $\lg(i_{\text{corr}}) - E$ для сплавов Al-2.5Mg-Sc-Zr с различным соотношением Sc:Zr (в мас. %) после отжигов при температурах 350, 450 и 500°C: (а) Sc:Zr = 0.45; (б) Sc:Zr = 2.2.

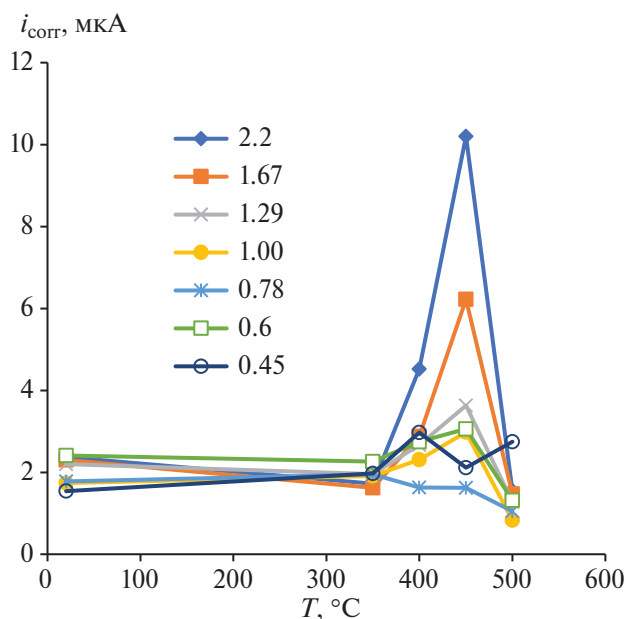


Рис. 7. Зависимости тока коррозии от температуры 30-минутного отжига сплавов с 2.5%Mg и различным отношением Sc:Zr.

Al–2.5%Mg–Sc–Zr. Из рис. 7 видно, что отжиг при температуре 300°C приводит к повышению тока коррозии и максимальные значения тока коррозии достигаются после отжига при температуре 450°C. Важно отметить, что величина максимального тока коррозии зависит от соотношения Sc:Zr и растет с увеличением содержания Sc. Дальнейшее увеличение температуры отжига приводит к снижению тока коррозии. Аналогичный характер зависимости $i_{\text{corr}}(T)$ наблюдается для сплавов с 4 и 6%Mg.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Проанализируем влияние концентрации магния и соотношения Sc:Zr на скорость коррозии исследуемых алюминиевых сплавов. Предварительно следует отметить, что среда, в которой проводились коррозионные испытания алюминиевых сплавов, предназначена для исследования их стойкости против МКК. О том, что в процессе электрохимических испытаний скорость МКК больше скорости общей коррозии свидетельствуют результаты металлографических исследований поверхности образцов после испытаний (рис. 8).

Как показано на рис. 4 и рис. 5, увеличение концентрации магния приводит к повышению тока коррозии, причем в сплавах с 6%Mg ток коррозии на порядок превосходит аналогичную

величину в сплавах с 2.5 и 4%Mg. По нашему мнению, причиной снижения коррозионной стойкости сплавов с 6%Mg является увеличение числа частиц β -фазы, располагающихся по границам зерен. Как было показано выше (см. рис. 2), частицы β -фазы обладают низкой коррозионной стойкостью и достаточно легко растворяются даже при электрохимической полировке поверхности шлифа. Кроме того, частицы β -фазы образуют микрогальваническую пару с кристаллической решеткой алюминиевого сплава, по межфазной границе которой может происходить ускоренное коррозионное разрушение. Поэтому увеличение концентрации магния приводит к повышению скорости МКК алюминиевых сплавов в неотожженном состоянии (см. рис. 8).

Вопрос о влиянии соотношения Sc:Zr на коррозионную стойкость сплавов Al–Mg менее однозначен.

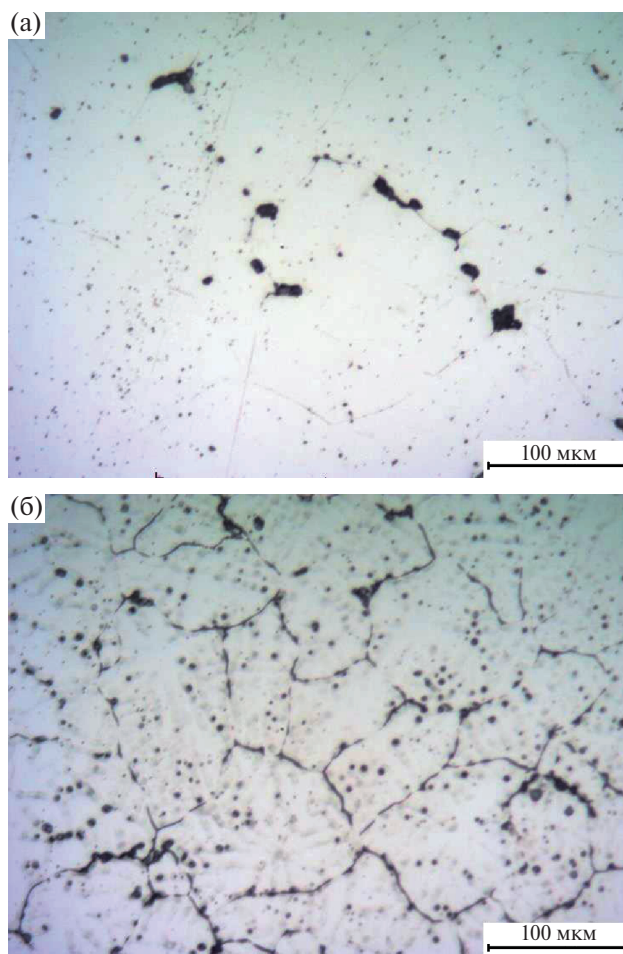


Рис. 8. Поверхность образцов сплавов Al–2.5Mg–0.22Sc–0.10Zr (а) и Al–6Mg–0.22Sc–0.10Zr (б) после электрохимических испытаний. ОМ.

Как уже было показано во Введении, частицы Al_3Sc являются катодами по отношению к кристаллической решетке алюминиевого сплава [23–25] и образуют микрогальваническую пару « Al_3Sc-Al », способствующую ускорению локальной коррозии. В связи с этим можно предположить, что высокие значения скорости коррозии в неотожженных сплавах $Al-Mg-Sc-Zr$ с большим отношением $Sc:Zr$ обусловлены присутствием в составе сплавов первичных частиц $Al_3(Sc,Zr)$ с повышенным содержанием скандия. Первичные частицы Al_3Zr и частицы $Al_3(Sc,Zr)$ с повышенным содержанием циркония оказывают меньшее влияние на скорость коррозии, поэтому частичное замещение скандия на цирконий (уменьшение соотношения $Sc:Zr$) приводит к уменьшению тока коррозии (рис. 5).

Следует подчеркнуть неожиданный характер эффекта увеличения скорости коррозии при повышении отношения $Sc:Zr$ – скандий является более сильным модификатором структуры алюминиевых сплавов и, поэтому, приводит к более существенному измельчению зерен, чем добавка циркония. Вследствие этого можно было бы ожидать, что при увеличении отношения $Sc:Zr$, из-за увеличения площади границ зерен, будет наблюдаться снижение скорости МКК, обусловленное, в первую очередь, уменьшением размера и количества частиц β -фазы, располагающихся по границам зерен.

Как известно, скандий и цирконий имеют различные атомные массы ($m_{Sc} = 44.956$ г/моль, $m_{Zr} = 91.224$ г/моль) и частичная замена 0.02 мас.% Sc на 0.02 мас.% Zr будет приводить к снижению в составе сплавов суммарной концентрации $Sc + Zr$ в ат.% (табл. 1). Вследствие этого, при уменьшении отношения $Sc:Zr$ будет происходить снижение объемной доли первичных и вторичных частиц $Al_3(Sc,Zr)$, образующихся, соответственно, при кристаллизации или отжиге сплавов. Можно сделать вывод, что уменьшение числа первичных частиц $Al_3(Sc,Zr)$ оказывает более существенное влияние на снижение скорости коррозии по сравнению с незначительным измельчением зерен при увеличении отношения $Sc:Zr$ (рис. 1).

Как видно из рис. 3, отжиг приводит к уменьшению УЭС сплавов и повышению их твердости. Наблюдаемые изменения обусловлены уменьшением концентрации легирующих элементов (Sc,Zr) в кристаллической решетке алюминиевого сплава и образованием частиц Al_3X , препятствующих движению дислокаций.

Предположим, что в сплавах с повышенным содержанием скандия ($Sc:Zr > 1$) выделяются частицы Al_3Sc и интерметаллиды переменного состава $Al_3(Sc_xZr_{1-x})$ с повышенным содержанием скандия. (В соответствии с [36, 37], такие частицы, вероятнее всего, являются частицами $Al_3(Sc_{0.75}Zr_{0.25})$). Поскольку выделяющиеся частицы Al_3Sc являются, как уже отмечалось, катодами по отношению к кристаллической решетке алюминиевого сплава, то процесс распада твердого раствора будет приводить к увеличению плотности тока коррозии. В пользу данного предположения свидетельствует тот факт, что в сплавах с малым содержанием Sc и большим содержанием Zr ($Sc:Zr < 1$) отжиг практически не оказывает заметного влияния на скорость коррозии (величину тока коррозии) (рис. 7). Вероятно, это связано с тем, что в этих сплавах при отжиге образуются частицы, в которых центральная часть обогащена атомами скандия, а периферийная часть – атомами циркония [38], из-за чего часто считается, что такие частицы имеют структуру “ядро Al_3Sc – оболочка Al_3Zr ”, а также частицы с повышенным содержанием циркония состава $Al_3(Sc_{0.25}Zr_{0.75})$ [36, 39].

Отметим работу [35], в которой было показано, что межфазные границы $Al/Al_3(Sc,Zr)$ являются местами преимущественного осаждения частиц β - и β' -фаз, являющихся анодом по отношению к зернам алюминия. Поэтому образование первичных частиц при кристаллизации или вторичных частиц $Al_3(Sc,Zr)$ при отжиге сплавов $Al-Mg-Sc-Zr$ приведет к появлению дополнительных областей образования анодных фаз (β -, β') [35]. Это может способствовать дополнительному увеличению скорости коррозии после отжига сплавов $Al-Mg-Sc-Zr$ или снижению коррозионной стойкости сплавов с повышенным содержанием первичных частиц.

Снижение скорости коррозии сплавов $Al-Mg-Sc-Zr$ после отжига при более высоких температурах (более $450^\circ C$) связано, по нашему мнению, с двумя основными факторами.

Во-первых, при повышенных температурах нагрева начинается растворение частиц β -фазы, и их вклад в скорость коррозии уменьшается. О начале растворения частиц β -фазы косвенно свидетельствует повышение УЭС при повышенных температурах отжига (рис. 3).

Во-вторых, выделившиеся при отжиге частицы $Al_3(Sc,Zr)$ начинают расти, и более крупные частицы поглощают более мелкие. Следует также отметить, что в составе литых сплавов при-

существуют крупные первичные частицы, которые при нагреве также могут расти за счет диффузионного поглощения более мелких вторичных частиц, а также за счет уменьшения концентрации атомов скандия и циркония в твердом растворе Al–Mg–Sc–Zr. Это приводит к снижению числа частиц, а также к уменьшению площади межфазной границы «зерно алюминиевого сплава – частица $Al_3(Sc,Zr)$ », что сопровождается уменьшением их вклада в скорость межкристаллитной коррозии алюминиевого сплава.

Совокупность этих двух факторов приводит к снижению плотности тока коррозии после отжига сплавов Al–Mg–Sc–Zr при повышенных температурах.

Большой масштаб снижения плотности тока коррозии в сплавах с $Sc:Zr > 1$ после отжига при $500^\circ C$ (рис. 7) обусловлен, по нашему мнению, спецификой структуры частиц $Al_3(Sc,Zr)$. Как уже отмечалось выше, при нагреве сплавов Al–Sc–Zr могут образовываться частицы со структурой «ядро Al_3Sc – оболочка Al_3Zr ». Поскольку коэффициент диффузии скандия в алюминии намного больше коэффициента диффузии циркония в алюминии [40–42], то при нагреве сначала происходит образование коррозионно-опасных частиц Al_3Sc , на поверхности которых в процессе нагрева возникает «оболочка» из фазы Al_3Zr . Это приводит к тому, что скорость коррозии сплава снижается до значений, характерных для сплавов с $Sc:Zr < 1$ с повышенным содержанием Zr (рис. 7).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Методом индукционного литья получены алюминиевые сплавы Al–Mg–Sc–Zr с общим содержанием $Sc + Zr = 0.32$ мас.%. Концентрация скандия и циркония в сплавах варьировалась с шагом в 0.02 мас.%. Концентрация магния в сплавах составляла 2.5, 4.0 и 6.0 мас.%. Показано, что увеличение содержания Mg приводит к повышению объемной доли частиц β -фазы на границах зерен и к снижению стойкости алюминиевых сплавов к межкристаллитной коррозии (МКК). Показано, что при повышении отношения $Sc:Zr$ наблюдается увеличение скорости МКК неотожженных сплавов Al–Mg–Sc–Zr. Наблюдаемый эффект обусловлен уменьшением числа первичных частиц $Al_3(Sc,Zr)$ при снижении отношения $Sc:Zr$ – из-за различий в атомных массах Sc (44.956 г/моль) и Zr (91.224 г/моль) частичная замена скандия на аналогичное по

массе (0.02 мас.%) содержание циркония будет приводить к уменьшению суммарной концентрации $Sc + Zr$ (в ат.%) и, как следствие, к уменьшению числа частиц $Al_3(Sc,Zr)$.

2. Проведен анализ зависимостей изменения УЭС, микротвердости и скорости коррозии от температуры 30-минутного отжига сплавов с различным соотношением $Sc:Zr$. В сплавах с повышенным содержанием Sc наблюдается более интенсивное выделение частиц $Al_3(Sc,Zr)$, при этом увеличение концентрации Mg приводит к уменьшению доли частиц $Al_3(Sc,Zr)$. Установлено, что процесс распада твердого раствора приводит к увеличению тока коррозии при нагреве до температуры $450^\circ C$; при более высоких температурах отжига наблюдается снижение скорости МКК. Снижение скорости коррозии при повышенных температурах отжига связано, по нашему мнению, с растворением частиц β -фазы, снижением числа частиц $Al_3(Sc,Zr)$ в результате их роста и объединения при нагреве. Уменьшение отношения $Sc:Zr$ приводит к отсутствию эффекта повышения скорости коррозии сплавов Al–Mg–Sc–Zr после отжига при температуре $450^\circ C$ – скорость МКК сплавов монотонно снижается.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-13-00149).

Авторы благодарят В.В. Захарова (ВИЛС, г. Москва) за рекомендации к выбору составов и режимов литья алюминиевых сплавов.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Захаров В.В., Фисенко И.А. Влияние небольших добавок переходных металлов на структуру и свойства малолегированного сплава Al–Sc // Технология легких сплавов. 2020. № 3. С. 11–19.
2. Ralston K.D., Birbilis N., Davies C.H.J. Revealing the relationship between grain size and corrosion rate of metals // Scripta Mater. 2010. V. 63. № 12. P. 1201–1204.
3. Ralston K.D., Birbilis N. Effect of Grain Size on Corrosion: A Review // Corrosion Science. 2010. V. 66. № 7. P. 7500501–7500513.
4. Ralston K.D., Fabijanic D., Birbilis N. Effect of grain size on corrosion of high purity aluminium // Electrochimica Acta. 2011. V. 56. № 4. P. 1729–1736.
5. Fang H.C., Chao H., Chen K.H. Effect of recrystallization on intergranular fracture and corrosion of Al–Zn–Mg–Cu–Zr alloy // J. Alloys Compounds. 2015. V. 622. P. 166–173.

6. Kannan B.M., Raja V.S. Enhancing stress corrosion cracking resistance in Al–Zn–Mg–Cu–Zr alloy through inhibiting recrystallization // Eng. Fracture Mechanics. 2010. V. 77. № 2. P. 249–256.
7. Deng Y., Yin Z., Zhao K., Duan J., He Z. Effects of Sc and Zr microalloying additions on the microstructure and mechanical properties of new Al–Zn–Mg alloys // J. Alloys Compounds. 2012. V. 530. P. 71–80.
8. Zhao P.-h., Wu X.-l., Liu Y., Gao K.-y., Wen S.-p., Wei W., Rong L., Huang H., Wu H., Zhou D.-j., Zhang Q., Nie Z.-r. Microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of commercial 7N01 alloys // Trans. Nonferrous Metals Soc. China. 2022. V. 32. № 3. P. 778–789.
9. Lee S.-L., Chiu Y.-C., Pan T.-A., Chen M.-C. Effects of Trace Amounts of Mn, Zr and Sc on the Recrystallization and Corrosion Resistance of Al–5Mg Alloys // Crystals. 2021. V. 11. № 8. P. 926.
10. Li M.-j., Liu S., Wang X.-d., Shi Y.-J., Pan Q.-L., Zhou X.-J., Zhang R.-F., Birbilis N. Improved intergranular corrosion resistance of Al–Mg–Mn alloys with Sc and Zr additions // Micron. 2022. V. 154. P. 103202.
11. Peng Y., Li S., Deng Y., Zhou H., Xu G., Yin Z. Synergetic effects of Sc and Zr microalloying and heat treatment on mechanical properties and exfoliation corrosion behavior of Al–Mg–Mn alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V. 666. P. 61–71.
12. Kim S.H., Erb U., Aust K.T. Grain boundary character distribution and intergranular corrosion behavior in high purity aluminum // Scripta Materialia. 2001. V. 44. № 5. P. 835–839.
13. Minoda T., Yoshida H. Effect of grain boundary characteristics on intergranular corrosion resistance of 6061 aluminum alloy extrusion // Metal. Mater. Trans. A. 2002. V. 33. P. 2891–2898.
14. Lervik A., Wenner S., Lunder O., Marioara C.D., Holmestad R. Grain boundary structures and their correlation with intergranular corrosion in an extruded Al–Mg–Si–Cu alloy // Mater. Characterization. 2020. V. 170. P. 110695.
15. Sun F., Nash G.L., Li Q., Liua E., He C., Shi C., Zhao N. Effect of Sc and Zr additions on microstructures and corrosion behavior of Al–Cu–Mg–Sc–Zr alloys // J. Mater. Sci. Techn. 2017. V. 33. № 9. P. 1015–1022.
16. Liang Y., Li G., Liu L., Jiang J., Cao J., Shao W., Zhen L. Corrosion behavior of Al–6.8Zn–2.2Mg–Sc–Zr alloy with high resistance to intergranular corrosion // J. Mater. Research Techn. 2023. V. 24. P. 7552–7569.
17. Zha M., Tian T., Jia H.-L., Zhang H.-M., Wang H. Sc/Zr ratio-dependent mechanisms of strength evolution and microstructural thermal stability of multi-scale hetero-structured Al–Mg–Sc–Zr alloys // J. Mater. Sci. Techn. 2023. V. 140. P. 67–78.
18. Qiu Y., Yang X., Xu J., Li J., Xiang S., Chen Z., Sanders R.E. Enhanced mechanical property and corrosion resistance of alloy 5182 FSW joints by Sc and Zr alloying // Materials Characterization. 2022. V. 1946. P. 112412.
19. Kannan B.M., Raja V.S. Influence of Heat Treatment and Scandium Addition on the Electrochemical Polarization Behavior of Al–Zn–Mg–Cu–Zr Alloy // Metal. Mater. Trans. A. 2007. V. 38. P. 2843–2852.
20. Kim S.H., Erb U., Aust K.T. Grain boundary character distribution and intergranular corrosion behavior in high purity aluminum // Scripta Mater. 2001. V. 44. № 5. P. 835–839.
21. Fang H., Liu H., Yan Y., Luo X., Xu X., Chu X., Lu Y., Yu K., Wang D. Evolution of texture, microstructure, tensile strength and corrosion properties of annealed Al–Mg–Sc–Zr alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2021. V. 804. P. 140682.
22. Qiu Y., Yang X., Li J., Xiang S., Shi J., Xu J., Sanders R.E. The influence of Sc and Zr additions on microstructure and corrosion behavior of AA5182 alloy sheet // Corrosion Sci. 2022. V. 199. P. 110181.
23. Xia P., Wang S., Huang H., Zhou N., Song D., Jia Y. Effect of Sc and Zr Additions on Recrystallization Behavior and Intergranular Corrosion Resistance of Al–Zn–Mg–Cu Alloys // Materials. 2021. V. 14. P. 5516.
24. Zhang Z., Sun J., Wu J., Xia J., Zhang B., Zuo P., Zhang B. Influence of heat treatment on corrosion behavior of Al–Mn–Mg–Sc–Zr alloy produced by laser powder bed fusion // J. Mater. Research Techn. 2023. V. 23. P. 4734–4746.
25. Синяевский В.С., Вальков В.Д., Туткова Е.В. Влияние добавок скандия и циркония на коррозионные свойства Al–Mg–сплавов // Защита металлов. 1998. Т. 34. № 6. С. 613–619.
26. Zhang X., Zhou X., Nilsson J.-O., Zehua D., Cai C. Corrosion behaviour of AA6082 Al–Mg–Si alloy extrusion: Recrystallized and non-recrystallized structures // Corrosion Sci. 2018. V. 177. P. 163–171.
27. Deng Y., Yang X., Zhang G. Nanostructure characteristics of Al₃Sc_{1-x}Zr_x nanoparticles and their effects on mechanical property and SCC behavior of Al–Zn–Mg Alloys // Materials. 2020. V. 13. P. 1909.
28. Zhang J., Wang W. Corrosion behaviour between Al–Zr alloy conductor and Cu transition terminal via Sc addition // Chemistry Africa. 2020. V. 3. P. 317–321.
29. Ahmad Z., Aleem A., Aleem B., Abbas M. Effect of scandium doping on the corrosion resistance and mechanical behavior of Al–3Mg alloy in neutral chloride solutions // Mater. Sci. Appl. 2011. V. 2. № 4. P. 244–250.

30. *Ahmad Z., Aleem A.B.J.* Effect of nano Al ($\text{Sc}_{x-1}\text{Zr}_x$) precipitates on the mechanical and corrosion behavior of Al–2.5Mg alloys // *Mater. Corrosion*. 2011. V. 62. № 4. P. 335–345.
31. *Rosalbino F., Delsante S., Borzone G., Scavino G.* Assessing the corrosion resistance of binary Al–Sc alloys in chloride-containing environment // *Mater. Corrosion*. 2017. V. 68. № 4. P. 444–449.
32. *Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Смирнова Е.С., Копылов В.И.* Исследование механизмов распада твердого раствора в литых и микрокристаллических сплавах системы алюминий-скандий. III. Анализ экспериментальных данных // *Металлы*. 2012. № 6. С. 82–92.
33. *Fujita T., Horita Z., Langdon T.G.* Characteristics of diffusion in Al–Mg alloys with ultrafine grain sizes // *Philosoph. Magazine A*. 2002. V. 82. P. 2249–2262.
34. *Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Смирнова Е.С., Копылов В.И.* Исследование механизмов распада твердого раствора в литых и микрокристаллических сплавах системы Al–Sc. IV. Влияние распада твердого раствора на механические свойства сплавов // *Металлы*. 2013. № 5. С. 52–67.
35. *Шматко О.А., Усов Ю.В.* Структура и свойства металлов и сплавов. Электрические и магнитные свойства металлов. Киев: Наукова думка, 1987. 325 с.
36. *Harada Y., Dunand D.C.* Microstructure of Al_3Sc with ternary rare-earth additions // *Intermetallics*. 2009. V. 17. P. 17–24.
37. *Harada Y., Dunand D.C.* Microstructure of Al_3Sc with ternary transition-metal additions // *Materials Sci. Eng. A*. 2002. V. 329–331. P. 686–695.
38. *Forbord B., Lefebvre W., Danoix F.* Three dimensional atom probe investigation on the formation of $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ -dispersoids in aluminium alloys // *Scripta Materialia*. 2004. V. 51. № 4. P. 333–337.
39. *Harada Y., Dunand D.C.* Creep properties of Al_3Sc and $\text{Al}_3(\text{Sc,X})$ intermetallics // *Acta Mater.* 2000. V. 48. № 13. P. 3477–3487.
40. *Fuller C.B., Murray J.L., Seidman D.N.* Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part I – Chemical compositions of $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$ precipitates // *Acta Mater.* 2005. V. 53. P. 5401–5413.
41. *Fujikawa S.-I.* Impurity diffusion of scandium in aluminium // *Defect and Diffusion Forum*. 1997. V. 143–147. P. 115–120.
42. *Kerkove M.A., Wood T.D., Sanders P.G., Kampe S.L., Swenson D.* The diffusion coefficient of scandium in dilute aluminum-scandium alloys // *Metal. Mater. Trans. A*. 2014. V. 45. P. 3800–3805.

THE EFFECT OF A Sc : Zr RATIO ON THE CORROSION RESISTANCE OF CAST Al–Mg ALLOYS

N. A. Kozlova^{1,*}, A. V. Nokhrin¹, V. N. Chuvil'deev¹,
Ya. S. Shadrina¹, A. A. Bobrov¹, and M. K. Chegurov¹

¹Lobachevsky National Research State University, Nizhny Novgorod, 603600 Russia

*e-mail: nakozlova@nifti.unn.ru

The results of the studies of the corrosion resistance of Al–Mg alloys with different contents of magnesium and different ratios of scandium and zirconium (Sc : Zr) have been presented. The alloys have been obtained using induction casting. The effect of the annealing temperature on the microhardness and specific electrical resistivity of cast Al–Mg–Sc–Zr alloys has been studied. Electrochemical corrosion tests were performed in an environment simulating intergranular corrosion in aluminum alloys. It has been shown that an increase in the content of magnesium results in an increase in the corrosion current, and a decrease in the content of scandium (under the condition of Sc + Zr = const) results in a decrease in the rate of intergranular corrosion. It has been established that the dependence of the corrosion current density on the annealing temperature of Al–Mg–Sc–Zr alloys with an increased Sc : Zr ratio exhibits a non-monotonic pattern with a maximum.

Keywords: Al–Mg alloy, corrosion, scandium, zirconium, $\text{Al}_3(\text{Sc, Zr})$ particles