

## ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КОРРОЗИИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ВОДАХ ШИРОКОГО ДИАПАЗОНА СОЛЕВОГО СОСТАВА

А.Ф. АЛИЕВ

*АзНИИ энергетики и энергопроектирования  
AZI602, Баку, пр. Зардаби 94*

Электрофизическими методами исследована коррозия ряда Al-сплавов в водах широкого диапазона минерализации – от дистиллята до морской. Выявлено влияние на электрохимическое поведение Al-сплавов таких факторов, как солевой состав воды, температура, условия теплопередачи, скорость движения, наличие кислорода и др. Осуществлен селективный отбор наиболее стойких сплавов в экстремальных условиях теплообмена. Разработаны эффективные методы защиты от коррозии и солевых отложений применением, в том числе, новых бифункциональных ингибиторов.

По производству алюминия Азербайджан является лидером среди стран Южного Кавказа и Центральной Азии. Это обусловлено наличием в стране больших запасов алунитов и бокситов, а также развитой электроэнергетикой, необходимой для его получения.

В настоящее время особо актуально широкое применение алюминиевых сплавов в системах водяного охлаждения установок топливно-энергетической и других отраслей промышленности (конденсаторы, компрессора, маслоохладители). Использование теплообменников с алюминиевыми трубками в установках различного назначения вместо традиционно эксплуатируемых медных сплавов позволяет существенно уменьшить капиталовложения и стоимость сооружений. Удельный вес алюминия в 3 раза меньше меди, что во многом уменьшает трудоемкость при монтажных и наладочных работах, теплопроводность одного порядка с медью, по своим механическим свойствам алюминиевые материалы также вполне подходят в качестве поверхностей теплопередачи.

**Таблица 1.**

Химический состав алюминиевых сплавов.

Марка сплава	Легирующие элементы. % (основа Al)							
	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Ti
АД-1	≤0,05	≤0,05	≤0,025	≤0,30	≤0,30	≤0,1	-	≤0,1,5
АМгМ	≤0,01	0,5-1,8	-	≤0,05	≤0,05	-	-	-
АМг2М	≤0,01	1,8-2,8	0,2-0,6	≤0,4	≤0,4	≤0,2	-	≤0,1
АМг3М	≤0,01	3,2-3,8	0,3-0,6	≤0,5	0,5-0,8	≤0,2	-	≤0,1
АМг5М	≤0,01	4,8-5,8	0,5-0,8	≤0,5	≤0,5	≤0,2	-	0,02-0,1
АМцМ	≤0,2	0,2-0,5	1,0-1,4	0,7	≤0,6	≤0,1	-	≤0,1
АВ	0,1-0,5	0,4-0,9	0,15-0,35	≤0,5	0,5-1,2	≤0,2	-	≤0,15
Д1(Н,М,Т)	3,8-4,8	0,4-0,8	0,4-0,8	≤0,7	≤0,7	≤0,3	≤0,1	≤0,1
Д 16 Т	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	≤0,5	≤0,5	≤0,3	≤0,1	≤0,1
А К 4	1,9-2,5	1,4-1,8	≤0,2	0,8-1,2	0,5-1,2	≤0,3	0,8-1,3	≤0,1
0 1915	≤0,1	1,3-1,8	0,3-0,6	3,2-4,0	≤0,3	3,4-4,0	-	Цирконий 0,8-0,02
0 1925	≤0,08	1,3-1,8	0,2-0,6	3,2-4,0	≤0,7	3,2-4,0	-	Цирконий 0,1-0,2

Примечание: АД-1-технический алюминий, содержание Al ≥ 95,5%, сумма остальных примесей – не более 0,5%; обозначения Н, М, Т,: Н-состояние после сильного наклепа, т.е. нагартованный, М- отожженное (мягкое) состояние, Т- закаленный и естественно состаренный; после знака ≤ приводятся значения не легирующих элементов, а возможных примесей.

Однако вода, как известно, является коррозионно-активной средой для многих металлов и сплавов. Теплообменные же аппараты практически используются при контакте с водами широкого диапазона минерализации – от деминерализованной до морской. Степень агрессивности воды зависит от различных факторов и, в первую очередь, от ее физико-химического состава (суммарной минерализации, рН, жесткости, щелочности, содержания в ней кислорода, галогенидов, сульфатов), температуры, скорости движения и др. Поэтому для выяснения возможности широкого внедрения алюминиевых сплавов в качестве конструкционных материалов для теплообменников нами изучено коррозионно-электрохимическое поведение ряда алюминиевых сплавов промышленной выплавки (Таблица 1) в водах самого разнообразного состава (дистиллят, пресная, солоноватая, засоленная, морская), а также выявлено влияние на коррозию технологических параметров (температура, скорость движения, условия теплопередачи и др.) и в ряде случаев разработаны эффективные способы защиты металлов [1-8].

#### ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ (ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА)

Алюминий – термодинамически весьма активный металл, стандартный потенциал электрода  $Al / Al^{3+}$  равен  $-1,67V$  (здесь и далее значения потенциалов даны в Вольтах по нормальному водородному элементу – н.в.э.). Однако как будет показано ниже, в результате пассивации с образованием защитной пленки алюминий в общем стоек в воде и в ряде водных растворов солей с рН от 4 до 9. Известно, что алюминий стоек также в концентрированной азотной кислоте и некоторых других средах, щелочные же растворы и сильные неокисляющие кислоты растворяют пленку на алюминии и сам металл [9].

Наибольшей коррозионной стойкостью при температурах воды ниже  $100^{\circ}$  (здесь и далее температура указана в градусах Цельсия,  $^{\circ}C$ ) обладает чистый алюминий. В сплавы алюминия обычно вводят легирующие элементы (Cu, Si, Mg, Zn, Mn, Ni и др.), которые повышают его прочность. Из этих добавок Mn может повысить коррозионную стойкость обрабатываемых и литейных сплавов [9,10]. Одна из причин благоприятного действия марганца – образование интерметаллического соединения, связывающего примеси железа. Соединение (Mn Fe) Al осаждается на дно расплава, что уменьшает содержание железа и его вредное влияние на коррозионную стойкость [10].

Из литературы известно, что влияние малых (до 0,6%) добавок меди на устойчивость к коррозии алюминия и его сплавов в зависимости от коррозионной среды, состава сплавов и других факторов может быть различным. Добавки до 0,15% меди к алюминию или к сплаву с 1,1% марганца увеличивают количество питтингов (точечно - язвенных повреждений), образующихся в хлоридных растворах, но уменьшают их глубину. Добавки 0,05-0,10% меди увеличивают общую коррозию сплавов алюминия с 5 и 7% магния в растворе, содержащем 3% NaCl, однако улучшают стойкость к коррозии под действием напряжения. Добавки 0,15÷0,5% меди к сплавам системы Al-Mg-Si снижают склонность к межкристаллитной коррозии и уменьшают глубину питтингов при одновременном увеличении их числа: при этом общая коррозия несколько увеличивается. Обычно делают вывод, что с точки зрения коррозионной стойкости алюминиевых сплавов в производственных условиях влияние небольших добавок меди следует считать положительным. Однако в большом числе работ отмечается, что добавка меди в количестве  $>0,1\%$  снижает коррозионную стойкость алюминия в растворах, содержащих хлориды, а магний даже в небольшом количестве увеличивает ее и

существенно снижает язвенную коррозию. В случае разбавления алюминия медью магний не улучшает коррозионную стойкость.

Содержание железа в алюминии увеличивает его язвенную и общую коррозию в галогенидных растворах [9,10].

По данным Сугумото, в 1 N NaCl при 25°C потенциал питтингообразования  $\varphi_{\text{по}}$  (физико-химическая природа потенциалов и коррозионного тока будет разъяснена ниже) бинарных сплавов алюминия, содержащих более 0,6% легирующего элемента, заметно изменяется в зависимости от природы легирующего элемента и его содержания, снижаясь в ряду: Cu, Ni, Fe, Si, V, Mn, Cr, В, Zr, Ti, Mg, Be. Влияние легирующих элементов на скорость питтинговой коррозии при потенциалах, сдвинутых в анодную область от  $\varphi_{\text{по}}$  на одну и ту же величину, убывает в ряду: Fe, Mg, Mn, Si, Cu. В таком же порядке эти элементы увеличивают число питтингов в указанных условиях. Легирование марганцем и кремнием вызывает сильное торможение катодной реакции в аэрированном растворе NaCl, а легирование железом или медью ускоряет ее. Для повышения стойкости против питтингообразования рекомендуется легировать алюминий элементами, которые тормозят катодный процесс.

Установлено, что в случае образцов сплавов алюминия с цинком и магнием, находящихся под постоянным напряжением в условиях периодического смачивания и при полном погружении в 3%-ный раствор NaCl, коррозионная стойкость зависит не только от общего содержания цинка и магния, но и от того в каком виде находятся эти элементы в сплаве (твердый раствор, интерметаллиды). При сравнительно высоком содержании цинка или магния можно получить сплавы с удовлетворительной коррозионной стойкостью.

Известно, что алюминий чистоты 99,98% и сплавы Al-Mg, Al-Mn, в которых различие между потенциалами твердого раствора и остальными фазами невелико, достаточно устойчивы в морской воде и твердый раствор служит катодом. В случае алюминия чистоты 99,5% и сплавов Al-Mg-Si, Al-Si, Al-Zn-Mg и Al-Cu-Mg анодный процесс протекает на твердом растворе, различие между потенциалами твердого раствора и остальных фаз относительно велико. Коррозионная стойкость таких сплавов значительно хуже.

### АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ В ДЕМИНЕРАЛИЗОВАННОЙ ВОДЕ

Общеизвестна стойкость алюминия в дистиллированной воде и конденсате при комнатной температуре. В промышленности широко применяются емкости из алюминия и его сплавов для хранения дистиллированной воды и конденсата [9].

Однако по данным Тэгун Нэ при 35° образование очагов коррозии возможно на алюминии высокой чистоты в насыщенной газами и в деаэрированном дистилляте, например, в местах включения мельчайших частиц примесей. Образование белых колец, внутри которых возникали питтинги, наблюдалось на техническом алюминии в аэрированной воде вокруг частиц соединения  $\alpha(\text{FeSi})$ , но на сплаве, легированном марганцем (1-2%), питтинги не возникали. В деаэрированной воде питтинги возникали на обоих сплавах. Скорость коррозии в деаэрированной воде при 35 ° выше, чем в аэрированной.

В.И.Курсанова и др. установили, что при температурах 20÷25° алюминий АД-1 и сплав АМгЗ обладают высокой коррозионной стойкостью в дистилляте, содержащем растворенные газы ( $\text{O}_2$  и  $\text{CO}_2$ ). Скорость коррозии не превышает 0,003г/м<sup>2</sup>ч и убывает со временем. Ионы железа в дистилляте приводят к заметному усилению общей коррозии, а ионы меди изменяют характер коррозии, вызывая образование питтингов [19].

В интервале температур 25-80° в деминерализованной воде, насыщенной O<sub>2</sub>, алюминий пассивен и скорость его коррозии снижается во времени. Ниже 84° на алюминии образуется окисная пленка из бемита и байерита, выше 84° – только бемит.

Исследование алюминия чистоты 99,997% и сплавов систем Al-Ni, Al-Fe, Al-Ni-Fe, Al-Fe-Si, Al-Ni-Fe-Si, Al-Si-Ni в деминерализованной воде при различных температурах показало, что при 20-25° наиболее стойки алюминий и сплавы Al-9% Si-1% Ni и Al-9% Si- 1% Ni-1%Ti. Более высокая скорость коррозии остальных сплавов обусловлена интенсивной работой локальных элементов, в которых катодами являются интерметаллиды алюминия. При 50° за 70 суток испытаний заметной разницы в скорости коррозии исследованных сплавов не наблюдалось. При 100° отмечено усиление общей и межкристаллитной коррозии алюминия.

Многочисленные электрохимические исследования и лабораторные испытания Al-сплавов в дистиллированной воде в интервале 65÷83° показали, что чувствительность к температуре для разных сплавов неодинакова и что скорости коррозии со временем падают. Сплавы систем Al-Mn-Mg показали в этих условиях высокую коррозионную стойкость.

В работе Л.И.Фреймана [11] показано, что при достаточно высокой температуре дистиллята или водяного пара алюминий быстро окисляется. Например образцы алюминия чистоты 99, 996% при 200° и технического алюминия при 300° полностью превращаются в окисел за несколько суток. Резкое возрастание скорости коррозии отмечается примерно при тех температурах, при которых вместо байерита стабильным продуктом коррозии становится бемит. С другой стороны, температура, при которой может начинаться быстрое окисление, исключительно сильно зависит от наличия определенных примесей или лигирующих элементов в металле и от его структурного состояния, и в зависимости от этих факторов может изменяться от 100 до 360°. Быстрое окисление имеет локальный характер и приводит к своеобразному коррозионному разрушению металла. Однако нет единого мнения о том, какой из видов локальной коррозии является главной причиной разрушения.

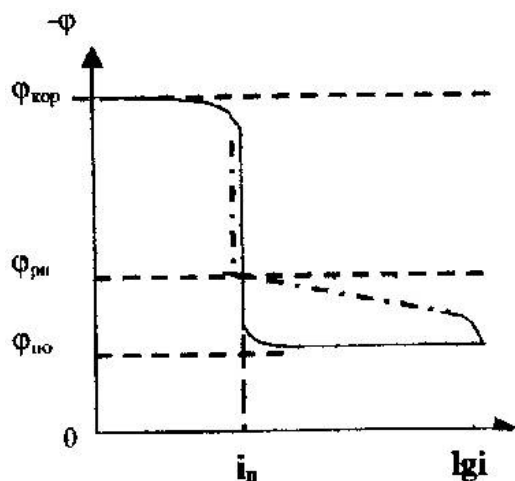
Дрейли, Разер и др. считают, что коррозионное разрушение обусловлено действием водородных пузырей, непрерывно образующихся ирывающихся в поверхностной зоне в процессе ускоренной коррозии. Другие исследователи считают главной причиной коррозионного разрушения межкристаллитную коррозию.

Основным способом, позволяющим резко увеличить стойкость алюминия в воде и водяном паре при повышенных температурах, является легирование. Даже небольшие примеси в алюминии в очень большой степени повышают его коррозионную стойкость. Так, если чистый алюминий нестойк в воде при температурах выше 100°, то технический алюминий рассматривается как материал, применяемый при температурах до 200° [24]. Влияние примесей определяется их природой и количеством. Многочисленные примеры коррозионно-стойких в дистиллированной воде и паре при температурах выше 200° бинарных и многокомпонентных алюминиевых сплавов, легированных Ni, Co, Mg, Fe, Si, Mn, Cu, Cr и др., приводятся в большом числе работ, в частности, [11].

#### АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ В РАСТВОРАХ ГАЛОГЕНИДОВ, ДРУГИХ СОЛЕЙ, ПРЭСНОЙ И ПОДЗЕМНЫХ ВОДАХ ПОВЫШЕННОЙ МИНЕРАЛИЗАЦИИ

Типичная анодная потенциостатическая поляризационная кривая (общий вид анодных поляризационных кривых металлов в различных растворах приводится в [12] ) алюминия и его сплавов в солевых средах показана на Рис.1. Как видно, на

этой кривой отсутствует область активного растворения, и при потенциале коррозии ( $\phi_{кор}$ ) металл находится в пассивном состоянии. При достижении определенного потенциала питтингообразования ( $\phi_{по}$ ) отмечается резкий рост анодного тока, связанный с локальным нарушением пассивности и возникновением питтингов. По общей теории этого процесса, предложенной Я.М. Колотыркиным [12], у наиболее активных участков поверхности металла происходит миграционное накопление активирующих анионов. При  $\phi = \phi_{по}$  на этих местах анионы вытесняют пассивирующий кислород и начинают принимать участие (как катализатор) в процессе локального растворения.



Ширина пассивной области при анодной поляризации определяется разностью  $\Delta\phi_{п} = \phi_{по} - \phi_{кор}$ . Потенциал, при котором наблюдается пересечение анодных кривых прямого и обратного хода, определяется как потенциал репассивации питтингов ( $\phi_{рп}$ ). Плотность анодного тока в пассивной области ( $i_{п}$ ) соответствует скорости коррозии металла в токовых единицах.

**Рис.1.**

Схематическая анодная потенциостатическая поляризационная кривая прямого ( ) и обратного ( ) хода для алюминия и его сплавов в воде.

По данным Каэше [13] и Бонда [14], потенциал  $\phi_{рп}$  алюминия в галогенидных растворах при невысоких температурах ( $\leq 40^\circ$ ) находится в непосредственной близости к  $\phi_{по}$  ( $\sim 20 \div 30$  мВ) или совпадает с  $\phi_{по}$ . В статьях Боневица [15,16], показано, что в океанской воде с увеличением температуры до  $150^\circ$  величина  $\phi_{рп}$  Al-сплавов сдвигается в сторону более отрицательных значений, однако при температурах до  $100^\circ$  этот сдвиг не превышает  $150 \div 200$  мВ, и потенциал  $\phi_{рп}$  не зависит от времени экспозиции.

В области  $\phi < \phi_{рп}$  образование питтингов исключается, в области  $\phi_{рп} \leq \phi \leq \phi_{по}$  уже образовавшиеся питтинги могут развиваться, и не исключено образование новых питтингов при достаточном времени экспозиции, в области  $\phi > \phi_{по}$  питтинги возникают практически сразу. Развитие уже возникших питтингов прекратится только в случае, если потенциал станет отрицательное  $\phi_{рп}$ . Таким образом, расположение потенциала  $\phi_{кор}$  по отношению к потенциалам  $\phi_{по}$  и  $\phi_{рп}$ , по существу, определяет устойчивость к питтинговой коррозии.

Кинетика анодного процесса на алюминии и его сплавах существенно зависит от состава сплава, природы аниона в растворе и его концентрации.

Каэше показал, что в процессе анодной поляризации в растворах  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  алюминий остается пассивным по меньшей мере до потенциала +1,5В, в то время как в растворах галогенидов при гораздо более отрицательных потенциалах пассивное состояние нарушается, и возникает питтинговая коррозия [13]. Ионы  $\text{ClO}_4^-$  [17] и  $\text{NO}_3^-$  [18] также могут вызывать локальную анодную активизацию алюминия, однако при более высоких потенциалах, чем галоидные ионы.

Потенциал питтингообразования алюминия возрастает в ряду  $\text{Cl}^- < \text{Br}^- < \text{I}^-$ , а с увеличением концентрации галогенида смещается к более отрицательным значениям [14].

Потенциал питтингообразования алюминиевых сплавов систем Al-Mn, Al-Mg и Al-Cu в растворах хлоридов зависит от химического и фазового состава сплава С повышением концентрации  $\text{Cl}^-$  ионов потенциалы коррозии и питтингообразования сплавов АМц, АМг5 смещаются в отрицательную сторону [19].

Легирование алюминия кремнием (0,5÷4%) практически не изменяет  $\varphi_{\text{по}}$  в хлоридных растворах, легирование цинком (0,5÷10%) сдвигает  $\varphi_{\text{по}}$  в сторону отрицательных, медью (1÷4%) - в сторону положительных значений [20].

Введение в раствор  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  хлоридов лишь незначительно увеличивает скорость растворения сплавов АМц, АМг5 и АМг6 в пассивном состоянии, но смещает величину  $\varphi_{\text{по}}$  в сторону более отрицательных значений [18].

Бони и Улиг показали, что  $\varphi_{\text{по}}$  чистого алюминия в растворе NaCl не очень чувствителен к температуре в интервале от 0 до 40° и к небольшим добавкам марганца и магния в металл, а также к толщине окисной пленки, полученной анодированием. Добавки в хлоридные растворы нитратов, хроматов, ацетатов бензоатов или сульфатов действуют как ингибиторы питтингообразования, защитные свойства которых убывают в указанной последовательности. Ионы  $\text{Cu}^{2+}$  восстанавливаются на поверхности алюминия до металлической меди, которая действует как эффективный катод и сдвигает  $\varphi_{\text{кор}}$  к  $\varphi_{\text{по}}$ .

С повышением температуры хлоридных растворов значение  $\varphi_{\text{по}}$  Al и его сплавов становится более отрицательным [21]. Увеличение скорости движения раствора NaCl смещает  $\varphi_{\text{по}}$  в сторону более положительных значений при одновременном уменьшении коррозионного тока в анодной области. Насыщение раствора кислородом также препятствует питтингообразованию.

В хлоридных растворах должна быть устранена возможность образования гальванических пар Al с более электроположительными металлами, т.к. в противном случае ввиду сдвига  $\varphi_{\text{кор}}$  к  $\varphi_{\text{по}}$  алюминий депассивируется и интенсивно разрушается.

При коррозии алюминия в галогенидных растворах образуется гидроксид алюминия, которая со временем стареет, превращаясь из аморфного геля в кристаллические модификации, свойства которых зависят от концентрации раствора. После семи недель испытаний осадок продуктов коррозии в 2N KCl содержал бемит, в 1N KCl – байерит, в 0,5 и 0,1N раствора KCl гидраргилит. Продукты коррозии испытывают более медленное превращение. Повышение температуры ускоряет старение [9].

Известно, что коррозия алюминиевых конструкций может усилиться при наличии контактов с другими металлами, а также с некоторыми неметаллическими материалами (Таблица 2). В первом случае коррозионные процессы интенсифицируются в результате изменения потенциала алюминия, во втором – за счет содержащихся в неметаллических материалах растворимых агрессивных веществ, например, щелочи.

**Таблица 2.**

Качественная оценка коррозионной опасности контактов алюминиевых сплавов.

Контакт	Материал, контактирующий с алюминиевыми сплавами
Малоопасный	Магний; сталь оцинкованная или кадмированная; цинк; кадмий; полимерные материалы, не содержащие свободных хлоридов; стекло; нержавеющая сталь
Опасный	Сталь; сталь никелированная или хромированная, никель; дерево; кирпич; бетон; цемент; строительные растворы
Чрезвычайно опасный	Медь; латунь; олово; свинец; соли свинца; меди, ртути

В пресной воде (нормы для питьевой воды:  $6 \leq \text{pH} \leq 9$ ; общая жесткость -  $\text{Ж}_{\text{об}} \leq 7,0 \text{ мг-экв/л}$ ; хлориды -  $\text{Cl}^- \leq 350,0 \text{ мг/л}$ ; сульфаты -  $\text{SO}_4^{2-} \leq 500,0 \text{ мг/л}$ ; общее солесодержание – не более 1000,0 мг/л) эксплуатация алюминия АД-1, сплавов АМгЗМ, АМцМ, АВ и некоторых других не требует проведения защитных мероприятий по крайней мере до температуры  $\leq 100^\circ$ . Известно, что ионы  $\text{Cl}^-$  и  $\text{SO}_4^{2-}$  усиливают коррозионную активность воды, а катионы ( $\text{Ca}^{2+}$  и  $\text{Mg}^{2+}$ ) в определенных условиях являются ингибиторами коррозии. По классификации И.Л. Розенфельда [22], относящейся, по – видимому, к углеродистой стали, при суммарном содержании сульфат – и хлорид – ионов

меньше 50 мг/л вода является слабо агрессивной, при 50÷150 мг/л – средне агрессивной и при 150 мг/л и выше – сильно агрессивной. Если сравнить физико – химические составы вод Бакинского водопровода [23] (шолларскую, джейранбатанскую и куринскую), то очевидно, что шолларская вода относится к категории средне агрессивных, а джейранбатанская и особенно куринская – сильно агрессивных. Однако, как указано выше, технический алюминий и некоторые его сплавы при контакте с пресными водами питьевого качества оказываются весьма стойкими. По – видимому, предельная суммарная концентрация сульфат – и хлорид ионов в воде до 850 мг/л (см. указанные выше нормы для питьевой воды) не достаточна для проявления опасных признаков коррозионного разрушения. По нашему мнению это можно объяснить благоприятным сочетанием концентраций усиливающих коррозию сульфат и хлорид ионов с замедляющими коррозию катионами кальция и магния.

Опасность усиления коррозии алюминиевых материалов возрастает с увеличением соледержания воды (особенно хлорид – ионов), т.е. в случае контактов с подземными водами, значительная часть которых относится по классификации [24, 25] к разряду слабосоленоватых (общая минерализация 1÷3 г/л), солончатых (3÷5 г/л) или засоленных (5÷8 г/л). Характеристика подземных вод Баку и Абшерона приводится в работе [26].

Солевой состав указанных вод находится в промежуточном интервале между пресной (до ~ 1 г/л) и каспийской морской (~ 13 г/л), и, по нашему мнению, не может быть более опасным для алюминиевых сплавов чем в случае контакта с морской водой.

#### АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ В МОРСКОЙ ВОДЕ И В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ ТЕПЛООБМЕНА

Г.М.Ахмедовым, А.Г.Ханларовой и др. установлено, что алюминиевые сплавы могут применяться в качестве устойчивых конструкционных материалов для различных гидротехнических сооружений, применяемых в Каспийском море, но выбор наиболее стойких из них определяется конкретными условиями эксплуатации [27].

Кобояси [28] и другие [29, 30] относят к коррозионностойким в морской воде технический алюминий и сплавы систем Al-Mn, Al-Mg, Al-Zn, Al-Mg-Si.

Из алюминиевых сплавов (Таблица 1) нами в предварительных лабораторных испытаниях в каспийской морской воде (рН 8,0÷8,2, общее соледержание ~13 г/кг: ~43% хлоридов ; ~22% сульфатов [3,5,6] ) были отбракованы сплавы Д1, Д16, АК-4, содержащие от 1,9 до 4,9% меди, и 01915, 01925, содержащие 3,2÷4,0% цинка. Для исследования выбраны сплавы АД-1, АМцМ, АВ, АМг(М-5М). Форма анодных  $\varphi-i$  - кривых для этих сплавов при температуре 20÷100° аналогична, показанной на Рис.1. При повышении температуры от 20 до 50°  $\varphi_{кор}$  резко сдвигается в отрицательную сторону, а от 50 до 100° изменяется сравнительно мало;  $\varphi_{по}$  от температуры зависит слабо (Таблица3). В результате, с ростом температуры от 20 до 50÷100°  $\Delta\varphi_{п}$  увеличивается для АД1 –до 0,7÷0,8В, для АМг5М- до 0,3÷0,4В (Таблица3). Плотность тока в пассивной области ( $i_{п} = i_{кор}$ ) в интервале 20÷50° возрастает от  $\sim 2 \cdot 10^{-6}$  до  $(2 \div 3) \cdot 10^{-5}$  А/см<sup>2</sup>.

Небольшое подкисление морской воды ( $6,5 \leq \text{pH} \leq 7,5$ ) с целью предотвращения накипеобразования практически не влияет на  $i_{п}$ ,  $\varphi_{кор}$ ,  $\varphi_{по}$  и  $\Delta\varphi_{п}$ . При повышенной температуре защитная пленка на поверхности сплавов со временем как будет показано ниже, уплотняется и установившийся ток коррозии должен быть значительно меньше приводимых выше нестационарных значений  $i_{п}$ . Так, после 100-часовой выдержки при 100° коррозионные токи при температуре 90° уже близки к наблюдаемым при 20°. Одновременно увеличивается устойчивость к

питтингу: потенциал  $\varphi_{\text{по}}$  сдвигается в положительную сторону значительно сильнее, чем  $\varphi_{\text{кор}}$ , и  $\Delta\varphi_{\text{п}}$  для сплавов АМцМ и АМгЗМ возрастает от ~0,4 до ~0,9 В [6]. Таким образом, повышенная температура благоприятна с точки зрения стойкости АI- сплавов.

**Таблица 3.**

Характерные параметры анодных поляризационных кривых алюминия и его сплавов в каспийской морской воде.

Сплав	- $\varphi_{\text{по}}$ , В				- $\varphi_{\text{кор}}$ , В				$\Delta\varphi_{\text{п}} = \varphi_{\text{по}} - \varphi_{\text{кор}}$ , В			
	Температура, °											
	20	50	70	100	20	50	70	100	20	50	70	100
АД-1	0,42	0,38	0,39	0,41	0,58	1,08	1,18	1,25	0,16	0,70	0,79	0,84
АМцМ	0,39	0,33	0,35	0,44	0,60	0,81	0,79	0,82	0,21	0,48	0,44	0,38
АВ	0,30	0,39	0,40	0,33	0,60	1,04	0,98	0,94	0,30	0,65	0,58	0,61
АМг2М	0,40	0,44	0,46	0,54	0,57	0,90	0,91	0,95	0,17	0,46	0,45	0,41
АМг3М	0,40	0,36	0,38	0,43	0,57	0,90	0,90	0,94	0,17	0,54	0,52	0,51
АМг5М	0,42	0,43	0,46	0,52	0,55	0,82	0,80	0,83	0,13	0,39	0,34	0,31

Примечание: Данные при 100° получены при слабом кипении.

Для проведения электрофизических (потенциостатических) исследований в условиях теплопередачи нами разработана установка с вращающимся теплопередающим дисковым электродом с электронным регулятором скорости и тахогенератором [31]. Согласно лабораторному моделированию внутренней коррозии трубопроводов [32, 33] диффузионные слои на ламинарно-обтекаемом диске, вращающемся со скоростью  $n$  об/мин., и у внутренней стенки трубы (на достаточном удалении от входа) при средней скорости турбулентного потока  $\bar{U}$ , м/с имеют одинаковую толщину, если

$$\bar{U} = 0,26 \text{Pr}^{1/12} (\nu n)^{1/12} \text{ (формула Новаковского – Фишман),}$$

где  $\nu$  – кинематическая вязкость в Стоксах;  $\text{Pr} = \nu/D$  – критерий Прандтля;  $D$  – коэффициент диффузии (см<sup>2</sup>/с).

Например, при 90° для Каспийской воды  $D \approx 1,0 \cdot 10^{-5}$  см<sup>2</sup>/с,  $\nu = 3,8 \cdot 10^{-3}$  см<sup>2</sup>/с [34]. Поэтому угловым скоростям 1000; 2000; 3000 и 4000 об/мин вращения диска соответствуют линейные скорости движения жидкости внутри труб 0,84; 1,19; 1,45 и 1,68 м/с. Аналогичные скорости соответствуют средним скоростям движения в пленочном испарителе воды [34, 35].

При теплопередаче через диск (в безнакипном режиме)  $\varphi_{\text{кор}}$  и  $\varphi_{\text{по}}$  несколько сближаются, но  $\Delta\varphi_{\text{п}}$  еще достаточно для исключения питтингообразования, а  $i_{\text{п}}$  практически не увеличивается (Таблица 4). С увеличением скорости вращения дисков до 4000 об/мин параметры анодных кривых также существенно не изменяются. [31,32], но установлено, что с точки зрения устойчивости к питтинговой коррозии благоприятным является движение воды, за счет которой облегчается отвод продуктов растворения металла от ее поверхности [33]. Теплопередача через поверхность также не приводит к опасному сужению пассивной области, особенно в присутствии бифункционального ингибитора – анионного поверхностно – активного вещества (ПАВ).

**Таблица 4.**

Параметры анодных поляризационных кривых сплава АМцМ в морской воде в условиях теплового равновесия и теплопередачи ( $n=1000$  об/мин)

Условия измерений	Параметры анодной поляризационной кривой				
	$\varphi_{\text{кор}}$ , В	$\varphi_{\text{по}}$ , В	$\varphi_{\text{рп}}$ , В	$i_{\text{п}} \cdot 10^5$ , /см <sup>2</sup>	$\Delta\varphi_{\text{п}}$ , В
Тепловое равновесие (90°)	- 0,79	- 0,35	- 0,52	3,0	0,44
Теплопередача (120°/90°)	- 0,82	- 0,43	- 0,52	3,2	0,39
Теплопередача (140°/90°)	- 0,73	- 0,45	- 0,52	2,8	0,28



Увеличение кратности упаривания воды  $K_y$  от 1 до 6 при  $90^\circ$  для АД1, АВ и АМцМ почти не влияет на  $\varphi_{кор}$  и  $i_p$ , смещая  $\varphi_{по}$  в отрицательном направлении примерно на 100мВ (в согласии с [36, 37] о влиянии NaCl). Пассивная область при  $K_y=6$  достаточно широка для предотвращения питтинга. Аэрация воды также не приводит к опасному сближению  $\varphi_{кор}$  и  $\varphi_{по}$ . Так, для сплавов АМцМ и АВ при  $90^\circ$  при насыщении воды воздухом  $\varphi_{по}$  практически не изменяется; сдвиг  $\varphi_{кор}$  для АВ положителен, но не превышает 60мВ, а для АМцМ даже отрицателен (-180мВ). Для обоих сплавов в пассивной области в интервале не менее 0,4В наблюдалось падение  $i_p$  с усилением аэрации (на порядок величины в растворе, насыщенном воздухом) [6], что свидетельствует о благоприятном влиянии кислорода.

Среди изученных компонентов среды наиболее опасны ионы меди, могущие попадать в воду, если в установке используются и медные сплавы. На  $\varphi_{по}$  они практически не влияют, но, как наблюдалось на сплаве АМцМ при  $75^\circ$  ( $K_y=1,8$ ;  $pH7\div7,5$ ), потенциал коррозии за счет контактного осаждения меди [35,37] с повышением концентрации  $Cu^{2+}$  резко смещается по направлению к  $\varphi_{по}$ . В результате при введении  $Cu^{2+}$  в количестве 1,9мг/кг  $\Delta\varphi_p$  уменьшается до  $60\div70$ мВ, а при 2,9мг/кг и  $K_y=5,5$   $\varphi_{кор}$  и  $\varphi_{по}$  совпадают, т.е. питтинговая коррозия идет без внешней анодной поляризации. Добавление к воде до 40мг/кг ионов  $Fe^{3+}$  в виде  $FeCl_3$  (соли железа могут образовываться при коррозии стальных деталей теплообменника) снижает pH до  $5,7\div6,0$ , и на электродах осаждается коллоидная гидроокись железа, но анодное поведение сплавов АМг3М, АВ и АМцМ меняется незначительно [37]. При введении 100мг/кг  $Fe^{3+}$  pH падает до  $2,9\div3,0$ ,  $\varphi_{кор}$  становится резко положительнее, и ток в пассивной области существенно увеличивается [6].

Изучено поведение сплавов с целью борьбы с накипеобразованием подкислением серной кислотой и фосфатированием, а также – введением органических ПАВ [38-40], бифункциональных реагентов, являющихся одновременно и ингибиторами коррозии и ингибиторами накипеобразования [8, 38, 40]. В качестве антинакипинов использовали, в частности, гексаметафосфат натрия ( $NaPO_3$ )<sub>6</sub>, и анионные ПАВ. Для сравнения проведены опыты с добавкой  $K_2Cr_2O_7$ . Все указанные добавки в интервале концентраций, соответствующих оптимальным дозам, слабо влияют на  $\varphi_{кор}$  и  $\varphi_{по}$ , а значит и на  $\Delta\varphi_p$ , однако заметно уменьшают скорость катодного процесса и токи в пассивной области.

При использовании метода подкисления в выпарных установках достаточно поддерживать pH морской воды в пределах  $6,5\leq pH\leq 7,5$  [41]. Согласно полученным данным для сплавов АД-1, АМцМ, АВ, АМг3М и АМг2М при  $90^\circ$ , уменьшение pH до  $6,0\div6,2$  вполне безопасно:  $i_p$  остается достаточно низким (от 20мкА/см<sup>2</sup> для АД-1 до 40мкА/см<sup>2</sup> для АМг2М), а пассивная область достаточно широкой (от 0,2В для АМг2М до 0,3В для АВ). При снижении pH до  $4,0\div2,0$  (добавкой  $H_2SO_4$ ) электрохимические характеристики указанных и других сплавов (Д1Н, АМг5М) резко ухудшаются, это показывает, что «перекисление» воды по отношению к указанному оптимальному режиму ( $pH\geq 6,0$ ) в процессе эксплуатации испарителей должно быть исключено.

Известно, что полифосфаты, попадая в открытые водоемы, способствуют развитию синезеленых водорослей (явление автрофикации), снижающих содержание кислорода в воде и вызывающих гибель рыбы [42]. Поэтому за рубежом наблюдается тенденция ограничения применения полифосфатов в отдельности и переход на их применение в смеси с органическими соединениями, в частности, с ПАВ.

Высокая коррозионная стойкость алюминиевых сплавов (АМцМ АВ, АМгЗМ и АД-1) в условиях работы теплообменников морской воды подтверждена в многочисленных производственных испытаниях [4-7,43,44]. Некоторые результаты испытаний даны в Таблице 5.

Таблица 5.

Результаты испытаний образцов из алюминиевых сплавов.

Объект и режим испытания	Сплав	Скорость коррозии мм/год	Балл и группа коррозионной (ГОСТ 13819-88)
Красноводская ТЭЦ, опытный алюминиевый теплообменник, 550 ч, подкисление-добавка $H_2SO_4$ ( $6,5 \leq pH \leq 7,1$ ); $1,2 \leq K_v \leq 1,4$ ; $92-95^\circ$	АМцМ	0,0210	4, стойкий
	АВ	0,0187	"
	АД-1	0,0152	"
	АМгЗМ	0,0148	"
Красноводская ТЭЦ, камера № 23 испарителя с погружными греющими трубками, 456ч, фосфатирование – добавка ортофосфата натрия ( $4-6 \text{ мг/кг } PO_4^{3-}$ ) $1,8 \leq K_v \leq 2,0$ , $85-87^\circ$	АМцМ	0,0145	"
	АВ	0,0097	3, весьма стойкий
	АД-1	0,0074	"
	АМгЗМ	0,0082	"
ТЭС Нефтяных Камней, ланкаширский котел, 1200 ч; введение ПАВ( НЧК) –доза 60 – 120 мг/кг, $4 \leq K_v \leq 5$ , $120-128^\circ$	АМцМ	0,0026	2, весьма стойкий
	АВ	0,0041	"
	АД-1	0,0013	"
	АМгЗМ	0,0022	"

Профилографические исследования металлографических шлифов из указанных сплавов, изготовленных из участков трубок, завальцованных в трубную решетку опытного теплообменника показало полное отсутствие межкристаллитной коррозии, и коррозионного растрескивания. Наилучшие результаты технологического режима эксплуатации получены при использовании бифункциональных композиций фосфатов и ПАВ, в частности,  $(NaPO_3)_6$  с рафинированным алкиларилсульфонатом (РАС).

### МЕХАНИЗМ ЗАЩИТЫ ОТ КОРРОЗИИ

Помимо описанных выше потенциостатических, гравиметрических и профилографических исследований коррозии Аl – сплавов механизм защиты их в водных средах изучен спектральными (Оже – и атомно-абсорбционными) исследованиями [33,45,46]. Методика исследований и анализ полученных спектров подробно описаны в [45, 46].

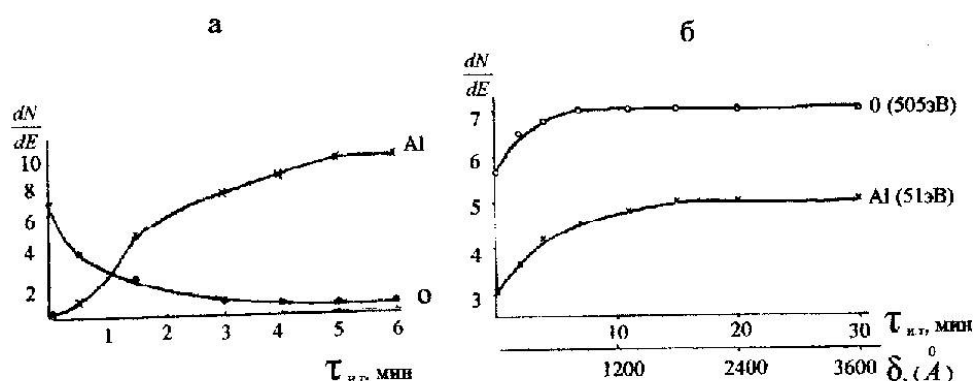


Рис.2.

Зависимость амплитуды Оже-сигнала ( $dN/dE$ , в условных единицах) от длительности ионного травления ( $\tau_{ит}$ ) поверхности образца сплава АМгЗМ:а) с воздушно-окисной пленкой,б) после 50 – часовой экспозиции в искусственной морской воде при  $(85 \pm 5)^\circ$  (на второй оси абсцисс нанесена расчетная толщина ( $\delta$ ) окисной пленки).

Известно, что коррозионная стойкость Al-сплавов предопределяется образованием на их поверхности защитной окисной пленки. Это подтверждается данными Оже-спектроскопического исследования сплава АМг3М, экспонированного в горячей ( $85\pm 5$ )° искусственной морской воде ( $\text{NaCl}+\text{Na}_2\text{SO}_4$ ?  $\text{Cl}^- = 5204\text{мг/кг}$ ,  $\text{SO}_4^{2-} = 3035\text{мг/кг}$ ), исключающей накипеобразование.

В Оже-спектрах поверхности экспонированных в искусственной морской воде образцов (Рис.2.) имеются только линии алюминия и кислорода, отвечающие энергиям Оже-переходов 35 и 51эВ (окисленный алюминий) и 505эВ (кислород). Данные ионного травления (Ar) показывают, что пленка, образующаяся в горячей искусственной морской воде, намного толще, чем обычная воздушно-окисная. Дать точное численное отношение толщины трудно, но можно утверждать, что пленка из горячей воды толще, чем воздушная не менее, чем в 10 раз и достигает нескольких тысяч Å. Общим признаком водной и воздушной окисных пленок является отсутствие в них магния, марганца и кремния (из сплава АМг3М).

Состав пленок, образующихся в естественной каспийской воде при ( $19\pm 2$ )° значительно сложнее: в них входят магний и кальций, а при достаточно длительной экспозиции образцов – и углерод. Эти элементы обнаруживаются по всей толщине пленки. Однако во внешних слоях пленки интенсивность их линий намного выше, чем линий алюминия, который, можно сказать, фактически отсутствует в этой зоне и начинает обнаруживаться лишь после 1,5÷3,0мин ионного травления. Следовательно, внешние слои пленки даже при 20°С образованы соединениями Mg и Ca (по-видимому, окисями или гидроокисями); при достаточно длительной выдержке в пленку, возможно, входят и карбонаты кальция и магния [45,46].

В горячей ( $85\pm 5$ )° естественной морской воде соединения Ca и Mg входят в пленку также в безнакипных режимах – при подкислении воды ( $5,5 \leq \text{pH} \leq 6,5$ ) или добавлении к ней ПАВ. И в этих случаях алюминий во внешних слоях пленки не обнаруживается, т.е. они имеют осадочное происхождение. Отсюда, в частности, следует, что безнакипные режимы предотвращают лишь образование толстых слоев накипи, существенно ухудшающих теплопередачу; тончайшие невидимые осадки соединений магния и кальция из воды присутствуют на поверхности Al-сплавов практически всегда. Толщина таких осадков, по меньшей мере, соизмерима с толщиной пленки окисла Al.

При Оже – спектроскопическом исследовании образцов, выдержанных в морской воде с добавкой ПАВ, регистрируется экранирующая пленка, как непроводящий внешний слой [45]. В аналогичных условиях при отсутствии ПАВ – такой слой не образуется [33,45,46]. Этот факт, по нашему мнению, является доказательством того, что ПАВ, оставшийся в водной фазе после образования адсорбционного слоя на поверхности металла, в результате сцепления ван – дер – ваальсовыми силами углеводородных цепей образуют мицеллы – неполярные ядра с гидрофильными оболочками из полярных групп. Скопление мицелл вблизи адсорбционного слоя способствует повышению его устойчивости и улучшает экранирование поверхности металла, а, следовательно, способствует защите металла от коррозии.

Весьма важным является изменение и самой окисной пленки, доказанное опытами в искусственной морской воде, в которых проводились гравиметрические измерения и определения количества растворившегося металла (Al и Mg) методом атомно-абсорбционной спектроскопии.

В контрольном опыте (анализ раствора, в котором образцы не выдерживались) были получены фоновые концентрации  $\text{Al}^{3+}$  - 0,15мкг/мл и  $\text{Mg}^{2+}$  -

1,36мкг/мл. В коррозионных опытах минимальные концентрации этих ионов превышали фоновые значения почти в 2 раза.

Определение толщины пленки проводилось на основе уравнения:

$$\Delta m = m_k - m_{me},$$

где  $\Delta m$  – изменение массы образца в результате коррозии, определяемое гравиметрически,  $m_k$  – масса кислорода в окисной пленке,  $m_{me}$  – масса растворившегося металла ( $Al^{3+}+Mg^{2+}$ ), найденная анализом раствора. Масса кислорода  $m_k$  пересчитывалась на  $AlOОН$  и соответствующую толщину пленки на видимой поверхности, причем плотность  $AlOОН$  принимали равной  $3,01г/см^3$ .

Как видно из полученных данных [46], в искусственной морской воде в условиях опытов ( $t = (90 \pm 5) ^\circ$ ,  $pH \sim 6,5$ ) часть окисленного металла в процессе коррозии переходит в раствор, часть входит в состав окисной пленки; существенного различия между этими количествами нет. Однако, этот вывод относится только к суммарному количеству окислившегося металла. Фактически в раствор из сплава переходит, в основном, магний, а алюминий, в основном, остается в окисной пленке. Коэффициент селективности для магния (отношение содержания его в растворенных продуктах коррозии к содержанию в сплаве составляет  $\sim 200$ ).

Коррозия сплава замедляется во времени (средняя скорость перехода металла в раствор за первые 26 часов составляет  $10^{-6}г/см^2 \cdot ч$ , а за последние 50 часов  $5 \cdot 10^{-7}г/см^2 \cdot ч$ ).

При увеличении длительности экспозиции от 26 до 100 часов толщина пленки возрастает более, чем в 2 раза; этим и можно объяснить замедление коррозии во времени.

Приведенные данные согласуются с результатами электрохимических измерений в тех же условиях [3, 6].

Итак, в условиях эксплуатации сплава в каспийской воде сохраняется пассивное состояние, которое обеспечивается защитной окисной пленкой, гораздо более толстой и плотной, чем на воздухе, причем дополнительное защитное действие против депассивации оказывает осаждающийся на пленке слой соединений  $Ca$  и  $Mg$  из морской воды. Изменение пленки с температурой и временем приводит к тому, что по сравнению с комнатной температурой некоторые электрохимические характеристики существенно не изменяются, а другие значительно улучшаются. Это и является причиной наблюдаемой в коррозионных испытаниях высокой устойчивости ряда  $Al$  – сплавов к общей и питтинговой коррозии.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенными исследованиями доказана целесообразность применения в производственных условиях Азербайджана ряда алюминиевых сплавов, в частности АД-1, АМцМ, АМгЗМ и АВ, при контакте с водами широкого диапазона минерализации – от дистиллята до морской. В отсутствии теплообмена для указанных материалов нет необходимости проведения защитных мероприятий против коррозии.

При эксплуатации в морской воде в экстремальных условиях теплообмена рекомендуется использовать бифункциональные ПАВ в композиции с гексаметафосфатом натрия для защиты от коррозии и предотвращения накипеобразования.

1. Т.А.Абасов, А.Ф.Алиев, *Труды ВНИИ ВОДГЕО, Москва*, вып. **32** (1971) 82.
2. Т.А.Абасов, А.Ф.Алиев, *Труды Бак. фил.ВНИИ ВОДГЕО*, вып. **VI** (1973) 59.
3. А.Ф.Алиев, *Труды ВНИИ ВОДГЕО, Москва*, вып. **53** (1975) 63.

4. A.A.Abdulla-Zade, A.F.Aliyev, *Second World Congr. on Water resources, New Delhi India*, **3** (1975) 73.
5. А.А.Абдулла-заде, А.Ф.Алиев, Э.Г.Гамид-заде, Б.В.Байрамов, М.А.Ашимов, М.А.Мурсалова, *Водоснабжение и санитарная техника, Москва*, № 4 (1976) 13.
6. А.Ф.Алиев, Л.И.Фрейман, *Защита металлов, Москва*, № 4 (1976) 387.
7. А.Ф.Алиев, Л.И.Фрейман, А.А.Абдулла-заде, *Тезисы докладов II-го Всесоюзн. научн-техн. совещ. по теме «Использование морских и солоноватых вод на ТЭС и задачи научных исследований»*, Баку, 5-9 окт., (1976) 233.
8. М.А.Ашимов, М.А.Мурсалова, А.Ф.Алиев, А.А.Абдулла-заде, М.М.Абдуллаева, *Ингибитор коррозии стали, латуни и алюминиевых сплавов в морской воде, Изобретение, авт. свид. СССР № 579802*,
9. В.В.Герасимов, *Коррозия алюминия и его сплавов, Москва, Металлургия*, (1967).
10. Г. Улиг, *Коррозия металлов, Москва, Металлургия*, (1968)
11. Л.И.Фрейман, Сб. «Коррозия реакторных материалов», Госатомиздат, М., (1960) 217.
12. Я. М.Колотыркин, «*Химическая промышленность*», №9 (1963) 678.
13. H.Kacshe, *Z. Phys. Chem. N. F.*, **34** (1962) 87, **26** (1960) 136, *Workst und Korrost*, **14** (1963) 557.
14. A. P.Bond, *Amer. Soc. for Tecting and Water*, (1972) 250.
15. R.A.Vonewits, *Corrosion (USA)*, **29** №6 (1973) 215.
16. R.A.Vonewits, *The Intern. Corrosion Forum Devoted Exclusively to the Protection and Performance of Materials (March 19-23, 1973), Anaheim, Calif.* (1973) Paper №66.
17. Л.И.Фрейман, Я.М.Колотыркин, *Защита металлов*, **2** (1966) 480.
18. Е.И.Сторчай, *Питтинговая и контактная коррозия некоторых алюминиевых сплавов, Автореферат канд. диссертации. М.*, (1966).
19. Е.И.Сторчай, А.В.Турковская, *Защита металлов*, №3 (1965) 293.
20. P.I.Vonora, C.P.Ponzano and V.Voronselli, *Br. Corros. J. (Quarterly)*, №2 (1974) 108.
21. И.Л.Розенфельд, М.Н.Ронжин, В.Г.Педанова, *Защита металлов*, №5 (1972) 560.
22. И.Л.Розенфельд, *Ингибиторы коррозии, Химия, Москва*, (1977).
23. А.Ф.Алиев, *Bilgi dærgisi, Kimya, biologiya, tibb seriyası, Bakı*, №4 (2004) (12).
24. И.Э.Апельцин, В.А.Клячко, *Опреснение воды, Стройиздат, Москва*, (1968).
25. И. Л. Монгайт, К. Д. Текиниди, *Очистка шахтных вод, Недра, Москва*, (1978)
26. А.Ф.Алиев, «*Bilgi*» dærgisi, *Fizika riyaziyyat, yer elmləri seriyası, Bakı-№2* (2004) (97).
27. Г.М.Ахмедов, А.Г.Ханларова, *Гидротехническое строительство, Москва*, №3 (1968) 21.
28. Кобояси Тосиро, *Есецу гизюцу*, **18** (1970) 41.
29. К.Н.Miska, *Water. Eng*, **75** №4 (1972) 61/
30. A.Cuilhandis, *Anti-Corros. Meth, and Mater.*, **22** №3 (1975) 12.
31. А.Ф.Алиев, *Fizika, Baku*, **X** №3 (2004) 65.
32. А.Ф.Алиев, *Fizika, Baku*, **X** №3 (2004) 70.
33. А.Ф.Алиев, *Сборник трудов международной конференции «Fizika – 2005», Баку 7-9 июня (2005 г)* 511.
34. А.Ф.Алиев, *Доклады I-го Всесоюзн. научн. – техн. совещ. по теме «Теплообменные и теплофизические свойства морских и солоноватых вод при их использовании в парогенераторах и опреснителях»*, Баку, (1973) 152.
35. А.Ф.Алиев, *Труды ВНИИ ВОДГЕО, Москва*, вып. 25 (1970) (41).
36. Е.И.Сторчай, А.В Турковская, *Защита металлов, Москва*, **1** (1965) (293).

37. H. Bohni, N.H. Uhlig, *J. Electrochem. Soc.* **116** (1969) (906).
38. М.М. Байрамов, А.А. Абдулла-Заде, М.А. Ашимов, М.А. Мурсалова, Т.А. Абасов, *Авт. свид. СССР, №279628, Бюл. изобр. №27*, (1970)
39. А.Ф. Алиев, Л.И. Фрейман, А.А. Абдулла-Заде, *Тезисы докладов II-го Всесоюз. научн.-техн. совещ. по теме «Использование морских и солоноватых вод на ТЭС и задачи научных исследований»*, Баку, 5-9 окт. (1976) 233.
40. А.А. Абдулла-Заде, М.А. Ашимов, М.А. Мурсалова, А.Ф. Алиев, Э.Г. Гамид-Заде, . М.М. Абдуллаева, А.Е. Евлах, *Авт. свид. СССР №565483*.
41. М.М. Байрамов, Т.А. Абасов, А.А. Абдулла-Заде, А.Ф. Алиев, В.В. Щепеткина, *Труды Бак. Филиала ВНИИ ВОДГЕО*, вып. V (1970) 50.
42. В.А. Панов, А.А. Емков, Г.Н. Позднышев, Н.М. Байков, *Ингибиторы отложений неорганических солей. Обзор по основным направлениям отрасли, серия «Нефтепромысловое дело»*, Москва, ВНИИОЭНГ, (1978).
43. А.Ф. Алиев, С.М. Джафаров, *«За технический прогресс»*, Баку, №6 (1975) 49.
44. А.Ф. Алиев, А.А. Абдулла-Заде, *Труды Бак. фил. ВНИИ ВОДГЕО*, вып. XV (1979) 127.
45. А.Ф. Алиев, *Intern. Conf. on Techn., Phys. Probl. in Power Eng. 23-25 April, Baku*, (2002) 423.
46. А.Ф. Алиев, *Azerbaijan National Transaction of Azerbaijan Academy of Sciences, Series of Physical-mathematical and Technical sciences, Physics and Astronomy, XXIV №5* (2004) 150.

GENİŞ DİAPAZONLU DUZ TƏRKİBLİ SULARDA ALÜMİNİUM ƏRİNTİLƏRİNİN  
KORROZİYASININ ELEKTROFİZİKİ ÜSULLARLA TƏDQIQI

A.F.ƏLİYEV

Geniş diapazonlu minerallaşdırılmış sularda ( distillyatdan – dəniz suyunadək) alüminium ərintilərinin korroziyası elektrofiziki üsullarla tədqiq edilib. Suların duz tərkibi, temperaturası, istilikkeçirmə şəraitləri, hərəkət sürəti, oksigenin mövcud olması və s. faktorların alüminium ərintilərinin elektrokimyəvi hərəkət tərzinə təsiri müəyyən edilib. İstilik mübadiləsinin ekstremal şəraitində ərintilərin möhkəm davamlı olanları seçilib. Duzçöküntülərindən və korroziyadan müdafiə edilməsində o, cümlədən bir necə yeni bifunksional ingibitorlardan istifadə etməklə effektiv üsullar işlənib hazırlanıb.

**ELECTRIC PHYSICAL STUDIES OF ALUMINUM ALLOYS CORROSION IN WATERS OF WIDE RANGE  
SALT COMPOSITION**

**A. F. ALIYEV**

The corrosion of a number of Al – alloys was studied by electric physical methods in waters of wide mineralization range – from distillate to sea water. The influence of such factors as waters salt composition, temperature, heat transfer conditions, motion speed oxygen availability and another's on Al – alloys electrochemical behavior has been determined. The selection of most stable alloys under heat exchange extreme conditions is carried out. The effective methods of corrosion and scaling protection by using of, including, new bifunctional inhibitors have been developed.

Редактор: Г.Аждаров