

---

Copyright 2018, ABRACO

Trabalho apresentado durante o INTERCORR 2018, em São Paulo, no mês de maio de 2018.

As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade do(s) autor(es).

## **Caracterização microestrutural e eletroquímica da liga de alumínio AA2050 em meios de cloreto e sulfato**

Wander C. Junior<sup>a</sup>, Jean V. Ferrari<sup>b</sup>, Cristiane R. Martins<sup>c</sup>, Hercílio G. de Melo<sup>d</sup>

### **Abstract**

---

This paper presents the microstructural and electrochemical characterization of the AA2050 aluminum alloy. Immersion tests were carried out in NaCl 10 mM and Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 1M + NaCl 1 mM solutions for different times (12h, 48h e 56h) followed by Scanning Electron Microscope (SEM) and Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) analyses. Following, electrochemical analyses were performed to preliminarily characterize the resistance to localized corrosion of the substrate. The electrochemical techniques performed were Open Circuit Potential (OCP) measurements, Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS) and polarization tests using the same electrolytes. The AA2050 alloy presented higher susceptibility to pitting corrosion in the NaCl 10 mM solution, in accordance with results described in the literature. The alloy was also susceptible to corrosion in a less aggressive solution (Em Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 0,1 M + NaCl 1 mM). However, in this case, the electrochemical attack was restricted to the intermetallic region, probably due to the stability of the passive layer.

**Keywords:** aluminum, AA2050, corrosion, sulfate, EIS, polarization, immersion.

### **Resumo**

---

Este trabalho apresenta a caracterização microestrutural e eletroquímica da liga de alumínio AA2050. Testes de imersão foram realizados em meio de NaCl 10 mM e em Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 1M + NaCl 1 mM em diferentes tempos (12h, 48h e 56h), seguidos de análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e por análise de energia dispersiva de raios-X (EDS). Em seguida, foram utilizadas técnicas eletroquímicas cujos resultados, em conjunto com os resultados dos testes de imersão, constituíram um estudo preliminar da resistência à corrosão localizada do material em estudo. Os testes eletroquímicos realizados foram medidas de Potencial de Circuito Aberto (OCP), espectroscopia de impedância eletroquímica (EIE) e ensaios depolarização, com os dois eletrólitos já citados. A liga AA2050 investigada neste trabalho apresentou maior

---

<sup>a</sup> Graduando, Engenharia Química – Universidade Federal de São Paulo

<sup>b</sup> Doutor, Professor do Departamento de Engenharia de Minas e de Petróleo da Escola Politécnica – Universidade de São Paulo

<sup>c</sup> Doutora, Professora do Departamento de Engenharia Química – Universidade Federal de São Paulo

<sup>d</sup> Doutor, Professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica – Universidade de São Paulo

susceptibilidade à corrosão por pites quando em meio de NaCl 10 mM, como já esperado a partir de resultados apresentados na literatura. A liga também se mostrou suscetível à corrosão em um meio menos agressivo de Em Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 0,1 M + NaCl 1 mM. Neste caso, porém, o ataque foi restrito à região dos intermetálicos, provavelmente devido à integridade da camada passiva.

**Palavras-chaves:** liga de alumínio, AA2050, corrosão, sulfato, EIS, polarização, imersão.

## **Introdução**

---

A liga de alumínio AA2050 é uma liga de Al-Cu-Li que foi produzida pela primeira vez pela *Alcan Global Aerospace* visando, no futuro, se tornar a substituta de ligas como AA7050 e AA7075 na composição de peças, sobretudo, aeroespaciais, tanto para uso comercial quanto militar. Atualmente, é produzida de modo a apresentar elevada resistência mecânica, tenacidade e módulo de elasticidade, além de densidade reduzida se comparada a outras ligas comuns das séries 2XXX e 7XXX devido à adição do elemento lítio (1). Entretanto, assim como qualquer outra liga de alumínio de elevada resistência mecânica, a adição de diversos elementos de liga e seu tratamento térmico, com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas, torna a microestrutura complexa com a presença de precipitados cujas dimensões variam entre dezenas de nanômetros a dezenas de micrômetros. Estes exibem, geralmente, comportamento eletroquímico diferente da matriz, gerando pilhas de ação local e, conseqüentemente, problemas de corrosão localizada, que também pode influenciar os processos de corrosão sob solicitações mecânicas.

As ligas de alumínio utilizadas nas estruturas de aeronaves estão sujeitas tanto ao meio corrosivo quanto à solicitação de fadiga durante seu uso, o que implica na diminuição de suas integridades estruturais via mecanismo de corrosão-fadiga. A maioria dos estudos tem sido focada principalmente no comportamento à corrosão-fadiga das ligas (Al-Cu-Mg) e menos nas (Al-Cu-Li) (2).

Na literatura, assim como para os casos das ligas Al-Cu-Mg, para as ligas Al-Cu-Li é possível verificar a contribuição de trabalhos que usam da associação tanto de ensaios de imersão (3), como eletroquímicos (4), com técnicas de caracterização microestrutural para o entendimento da corrosão destas ligas.

Este trabalho objetiva investigar o comportamento de corrosão da liga AA2050, em meios de cloreto de sódio (10 mM) e em Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (0,1M) + NaCl (1mM), por meio de ensaios eletroquímicos e de caracterização microestrutural. A adição de íons sulfato ao eletrólito visa avaliar o efeito deste íon na estabilização da camada passiva formada sobre o alumínio.

## 1. Metodologia

A liga AA2050 utilizada neste trabalho tem composição química nominal apresentada na Tabela 1, de acordo com sua fabricante (*Alcan Aerospace*), sendo o Al o balanço. Na Tabela 1 também é apresentada a composição química de uma amostra que foi submetida à análise quantitativa por meio de digestão multiácida e dosagem via espectrometria de emissão atômica (ICP-OES) no Laboratório de Caracterização Tecnológica (LCT) do Departamento de Engenharia de Minas e Petróleo da EPUSP. Observa-se que, exceto pelo teor de Zr, ligeiramente abaixo daquele recomendado na composição nominal, todos os outros elementos encontram-se dentro da faixa especificada pelo fabricante.

**Tabela 1 - Composição química nominal da liga AA2050 e resultado de análise quantitativa por ICP-OES**

	Wt.% (m/m)	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Li	Ag	Zr
Nominal*	Min	-	-	3.2	0.20	0.20	-	0.7	0.20	0.06
	Max	0.08	0.10	3.9	0.50	0.6	0.25	1.3	0.7	0.14
Experimental (ICP-OES)		-	0.044	3.71	0.369	0.312	0.006	0.934	0.087	0.0081

Fonte\*: (5)

Amostras dedicadas aos ensaios de imersão foram submetidas a prévio embutimento a fim de se facilitar seu manuseio. Aquelas destinadas aos ensaios eletroquímicos, entretanto, tratavam-se de amostras maiores as quais não passaram por este processo.

Todas as amostras utilizadas tiveram suas superfícies lixadas com lixas de SiC de granulometria 300, 600, 1000 e 1200 e foram então polidas com pasta de diamante até 1µm e lubrificação com etanol. Por fim, as amostras foram lavadas com água e etanol e secadas sob ar frio. Estas etapas prévias visavam minimizar interferências nos dados obtidos causadas por eventuais falhas presentes nas superfícies das ligas como riscos ou impurezas. O embutimento realizado em algumas amostras foi feito a partir de 10,9 g de polímero baquelite.

Inicialmente foi realizado um ataque metalográfico na liga de alumínio a fim de se observar a microestrutura no contorno de grãos desta após ser atacada por uma solução corrosiva. Para tanto, primeiramente embutiu-se a amostra na resina baquelite e, então, sua superfície foi lixada e polida. Em seguida, com auxílio de uma pipeta de Pasteur e luva nitrílica para proteção durante o manuseio, aplicou-se sobre a superfície da liga algumas gotas da solução corrosiva (2 mL de HF, 25 mL de HNO<sub>3</sub> e 100 mL de H<sub>2</sub>O deionizada) por 30 s. Posteriormente, analisou-se a liga sob um microscópio óptico (Olympus SC30).

Ensaio de imersão foram realizados em dois meios diferentes. O primeiro uma solução de NaCl (10 mM) e o segundo uma solução de Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (100 mM) + NaCl (1mM). As amostras foram embutidas e preparadas conforme detalhado anteriormente. Após isso, foram expostas aos meios corrosivos por tempos de 12h, 48h e 56h.

Após o período de imersão, as superfícies expostas foram analisadas por meio de um microscópio eletrônico de varredura (JEOL JSM – 6610 L20) acoplado a um analisador por espectroscopia de energia dispersiva de Raios-X (EDS) da Central Analítica NIPE da Unifesp, campus Diadema.

A célula eletroquímica utilizada nos testes era constituída de um contra eletrodo composto por dois fios de platina, curto-circuitados e posicionados ao redor do eletrodo de trabalho (a liga de alumínio). A área exposta na célula foi de 1 cm<sup>2</sup>. A fim de minimizar os deslocamentos de fase e presença de ruídos no experimento, um disco de platina soldado em vidro foi conectado ao eletrodo de referência de Ag/AgCl, KCl saturado. A célula após a montagem é mostrada na Figura 1 - Célula eletroquímica utilizada com eletrodos.



**Figura 1 - Célula eletroquímica utilizada com eletrodos e potenciostato PGSTAT204N.**

Todos os ensaios foram realizados utilizando um potenciostato PGSTAT204N com módulo FRA32 da Metrohm controlado pelo *software* Nova 2.2. Os eletrólitos utilizados foram os mesmos dos ensaios de imersão.

As medidas de potencial de circuito aberto em ambos os eletrólitos foram obtidas durante 11h de imersão, sem agitação, em meio naturalmente aerado.

Os ensaios de EIE foram realizados utilizando um analisador de resposta em frequência (FRA32) após a estabilização do potencial de circuito aberto, com medidas obtidas em um intervalo de frequência de 3 kHz a 10 mHz, com uma amplitude de perturbação de 10 mV e com taxa de aquisição de 7 pontos por década logarítmica.

As curvas de polarização também foram obtidas após a estabilização do potencial de circuito aberto e após os ensaios de EIE, com taxa de varredura correspondente a 0,5 mVs<sup>-1</sup> com faixa de varredura de -0,150 V a +0,350 V com relação ao potencial de circuito aberto (E (OCP)).

## 2. Resultados e Discussão

### 2.1. Análise da microestrutura no contorno de grãos

Após realizado o ataque metalográfico da liga com reagente de Keller ( $\text{HF}+\text{HNO}_3$ ) foram obtidas diversas imagens por microscopia óptica em diferentes aumentos, conforme mostrado na Figura 2.

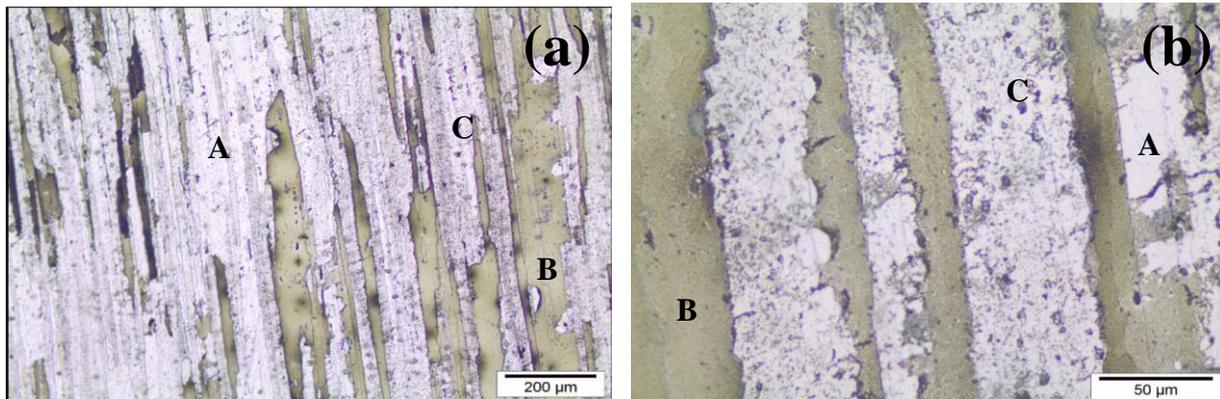


Figura 2 -Imagens obtidas em microscópio óptico da superfície da liga AA2050 após 30 s de ataque corrosivo sob um aumento de: (a) 10x (b) 50x

Em todas as imagens é possível discernir áreas mais claras (exemplificadas na região A); áreas mais escuras (exemplificadas na região B) e pequenos pontos escuros ao longo das imagens (exemplificados pela região C) compatíveis com as partículas intermetálicas contidas na liga, as quais só podem ser melhor observadas em outros tipos de microscópios, como o eletrônico de varredura.

O objetivo do ataque corrosivo foi de revelar a microestrutura dos grãos presentes na liga AA2050. Ao analisar-se a liga atacada em microscopia óptica, fica clara a existência destes grãos, como é mais evidente na Figura 2b. Além disso, é possível distinguir o caráter alongado e laminar dos mesmos, corroborando com os resultados obtidos para as ligas AA2198 e AA2050 conforme a literatura (1), (6) e (7).

### 2.2. Ensaios de imersão

#### 2.2.1. Em NaCl 10 mM

Após os ensaios de imersão em diferentes tempos foram obtidas micrografias de amostras da liga AA2050 através das análises de MEV, as quais são mostradas na Figura 3.

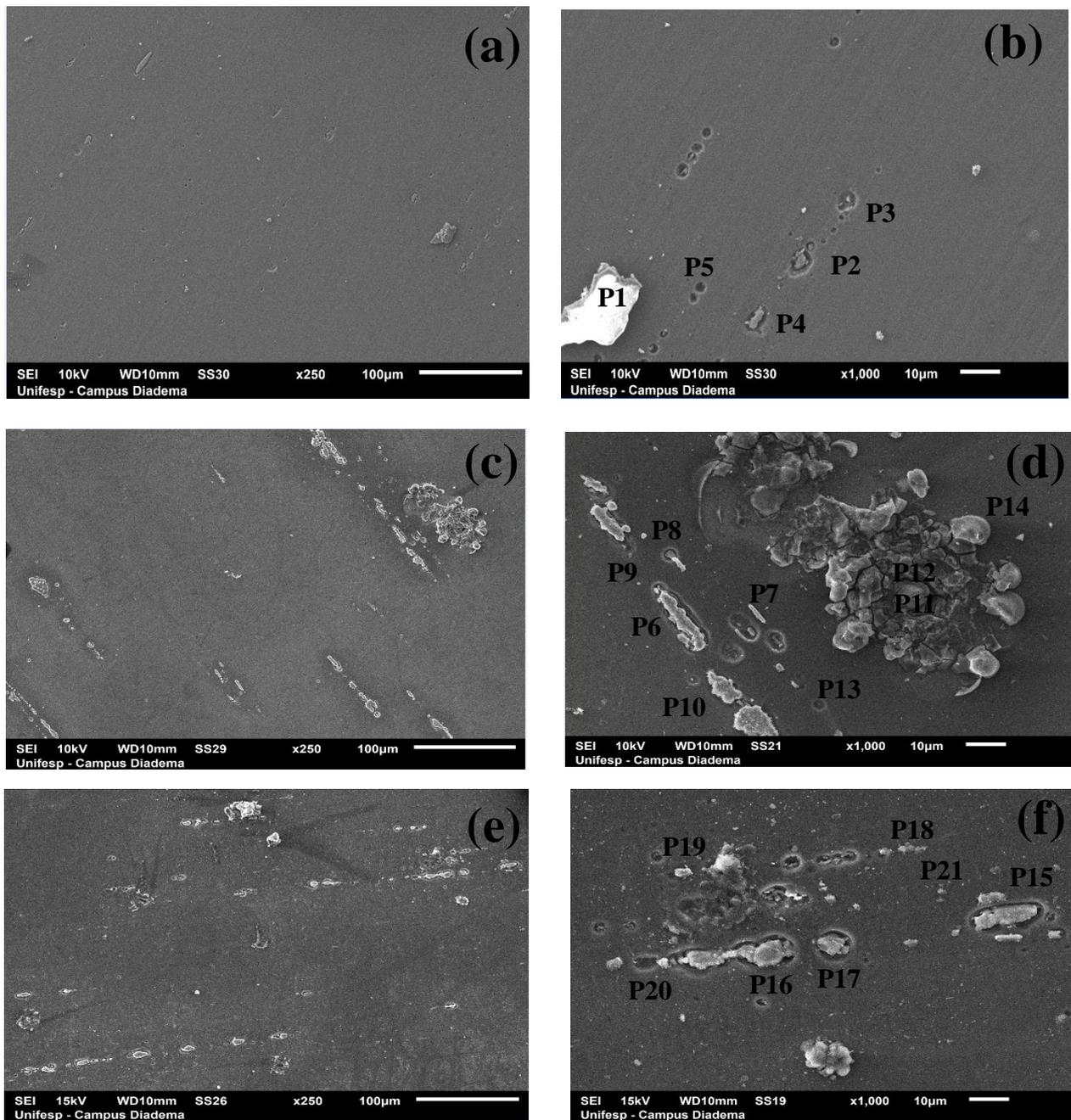


Figura 3 - Micrografias MEV para as amostras imersas em NaCl (10 mM) para tempos de 12 h (a) e (b), 48 h (c) e (d) e 56 h (e) e (f)

O alumínio comercialmente puro costuma apresentar excelente resistência à corrosão devido à presença de uma camada passiva de óxido de alumínio em sua superfície. Com a capacidade de se repassar mesmo sob diferentes tipos de ambientes corrosivos. Esta barreira confere grande proteção ao metal. Entretanto, sob ação de meios altamente corrosivos - como os que apresentam íons  $\text{Cl}^-$  - a camada protetora não consegue exercer sua função já que o

ataque não permite sua repassivação completa. Como consequência, o alumínio fica exposto à solução e passa a ser corroído (8). Esta questão é ainda mais sensível para as ligas de alumínio devido à presença de elementos de liga, que podem causar a precipitação de constituintes com dimensões nano ou micrométricos, e que possuem comportamentos eletroquímicos diferentes de regiões adjacentes da matriz.

Em meio de cloreto, o principal tipo de corrosão à qual o metal está sujeito é por pites (*pitting corrosion*) (8, 9). Este tipo de ataque ocorre de forma localizada e forma cavidades com diferentes profundidades na superfície do alumínio. Por esta razão, este tipo de corrosão é perigoso para indústrias que utilizam ligas metálicas como componentes estruturais como, por exemplo, a aeronáutica, já que os pites costumam ser os responsáveis pelo início de fissuras nestes componentes (10).

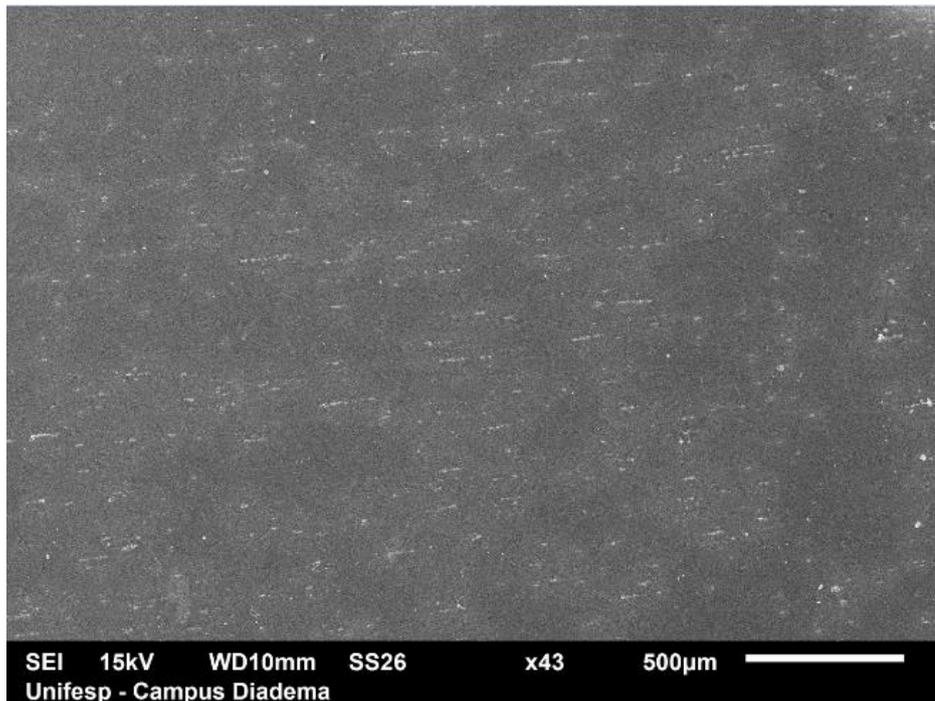
A análise das imagens de MEV da Figura 3 aponta este fato e mostra a alta susceptibilidade da liga AA2050 a este tipo de corrosão. As trincheiras desenvolvidas ao redor dos IMs são decorrentes do mecanismo de corrosão por pites que se dá pelo acoplamento galvânico entre a matriz de alumínio e os IMs da liga. Um IM anódico em relação à matriz ou partes desta nas vizinhanças de IMs catódicos são dissolvidos formando cavidades semelhantes às observadas nas imagens (10).

A literatura explica a corrosão por pites na liga AA2050 apontando os precipitados do tipo Al-Cu-Fe-Mn como principais responsáveis por este fenômeno (11, 12). Afirma-se que estes IMs são catódicos em relação à matriz, o que levaria a um acoplamento galvânico e dissolução do substrato da liga formando as cavidades observadas (11, 13).

Ao analisarem-se as imagens de MEV observa-se que parte dos pontos apresentam as já citadas trincheiras de corrosão como no caso de P2 (Figura 3d), P16 e P17 (ambos na Figura 3f). Outros, porém, apresentam-se como pontos mais escuros que a matriz. Estes pontos, provavelmente, foram destacados da liga após a matriz anódica ter se dissolvido em torno deles. Outra hipótese é a de que se tratam de áreas onde antes existiam precipitados, mas que, após lixamentos e polimentos para a preparação da amostra, acabaram sendo arrancados.

Como se pode observar, à medida que o tempo de imersão aumenta, o ataque nas regiões próximas dos intermetálicos aumenta. Além disso, pode-se afirmar que quanto maior o tempo ao qual a liga é exposta a meios agressivos, maior a intensidade do ataque corrosivo, como já era de se esperar. Comparando-se os tempos de imersão de 12h, 48h e 56h ficam claras as diferenças nos níveis de corrosão observados.

A Figura 4 mostra a liga após imersão em NaCl (10 mM) por 56h com menor aumento (43 x).



**Figura 4 - MEV após imersão por 56h em NaCl (10 mM) com aumento x43.**

A Figura 4 mostra que, no que tange à corrosão em termos globais, a corrosão localizada encontra-se homogeneamente distribuída sobre toda a superfície da liga, o que indica uma ativação quase total de todas as micropilhas galvânicas formadas entre os IMs e a matriz. Muito embora a observação por MEV indique que o processo corrosivo dos IMs ocorre de modo heterogêneo, com alguns corroendo mais fortemente que outros.

Além dos elementos já citados, existem outros presentes na composição da liga e dos precipitados. Estes elementos foram encontrados em taxas nunca maiores que 10% (em massa) nas análises por EDS. Porém têm função muito importante na liga por se tratarem de elementos adicionados que visam aumentar características físico-químicas e mecânicas da liga como tenacidade, resistência à corrosão, resistência mecânica e elasticidade.

O Ag e o Mg presentes em vários precipitados são comumente utilizadas para aumentar a taxa de nucleação da fase  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ), principal precipitado de fortalecimento de ligas Al-Cu-Li, e responsável pela corrosão do tipo intergranular (5, 14). Neste sentido, a prata aumenta a velocidade de envelhecimento e a dureza do precipitado em questão (5). O Mg ainda contribui para aumento na resistência mecânica e minimiza a formação de zonas livres de precipitados (7). A existência desta zona é contribuída pela presença do Li e pode levar a deformações localizadas. Estas por sua vez ocasionam discordâncias que podem levar a trincas (7).

Além de constituir os precipitados de Al-Cu-Fe-Mn, o Mn também serve como elemento aditivo na liga AA2050. Quando em conjunto com elementos como Cr (não observado neste trabalho) e Zr ele ajuda a evitar a recristalização da liga por meio de controle

da microestrutura dos grãos durante operações termomecânicas na confecção da liga. Desta forma, a estrutura de sub-grãos é estabilizada (dispersóide  $Al_3Zr$  fundamental neste processo) e a recristalização é suprimida. Este processo resulta em um aumento de resistência e tenacidade simultaneamente (5,6).

Como já dito anteriormente, o Li é o principal elemento adicionado à AA2050 sendo responsável pelo aumento e melhora de várias propriedades da liga e constituinte do principal precipitado de fortalecimento desta, a fase  $T_1$ . Entretanto, este elemento não é detectado na análise de EDS, mas foi detectado na análise química por via úmida (Tabela 1). Como explicado e reiterado por outros trabalhos (5, 15), o Li é um elemento muito leve e, portanto, não é detectado pela técnica EDS.

Neste sentido, nada se pode afirmar sobre a presença e papel na corrosão da liga da fase  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ) pelas análises EDS ao longo do tempo de exposição. Da mesma forma, não se pode falar muito da fase  $\theta'$  ( $Al_2Cu$ ), segundo principal precipitado de fortalecimento da liga AA2050, o qual possui dimensões submicrométricas, e, portanto, não podendo ser analisado por MEV. Apenas com outros tipos de análises (como a microscopia eletrônica de transmissão-TEM) poder-se-ia verificar a presença destas partículas e tentar explicar sua função na corrosão da liga.

### **2.2.2. Em $Na_2SO_4$ 0,1 M + NaCl 1 mM**

A Figura 5 apresenta micrografias da liga AA2050 para os tempos de 12h, 48h e 56h de imersão em  $Na_2SO_4$  0,1 M + NaCl 1 mM, em dois diferentes aumentos, 250x e 1000x.

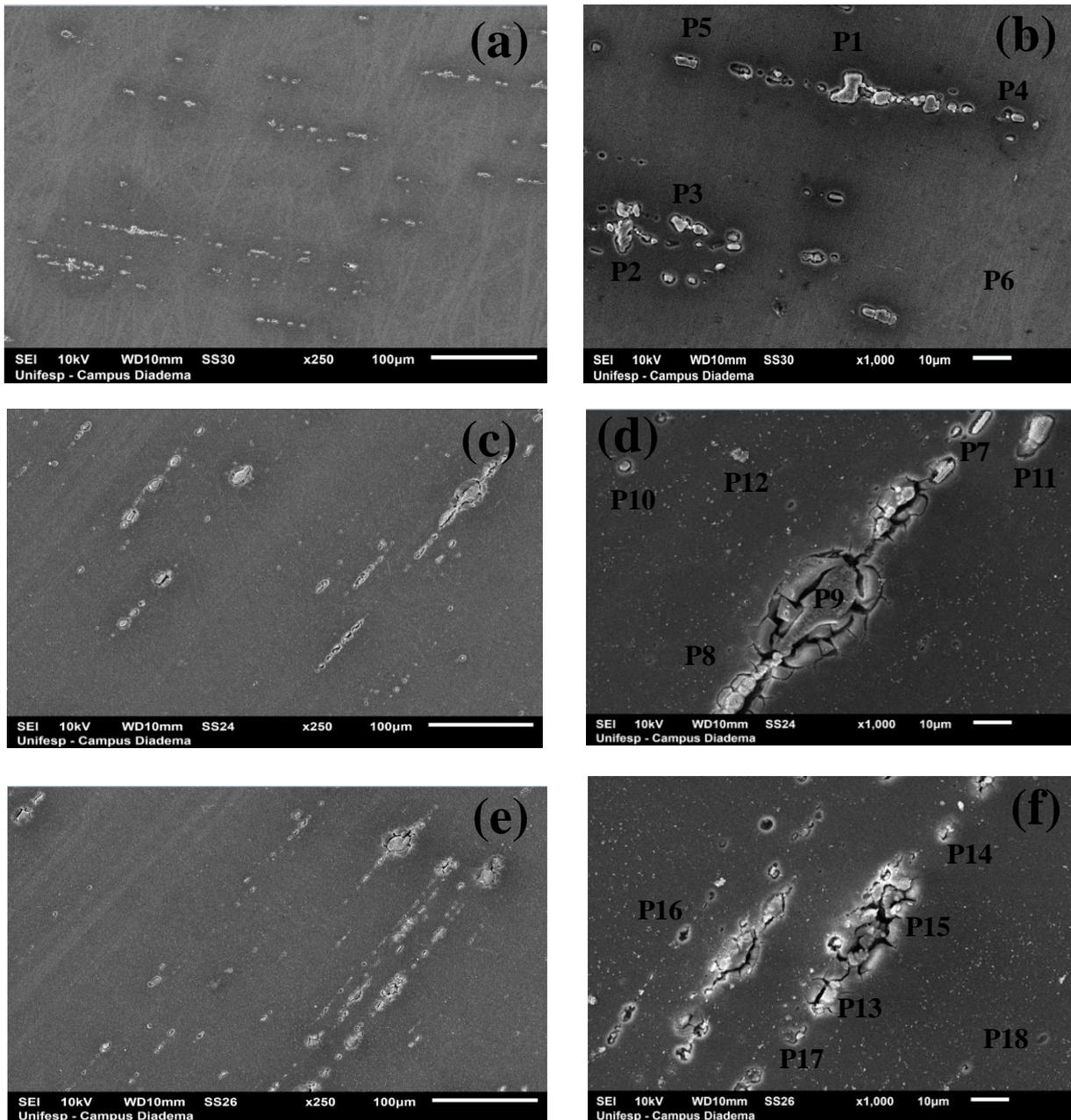


Figura 5 - Micrografias MEV para as amostras imersas em  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  (100mM) +  $\text{NaCl}$  (1mM) para tempos de 12 h (a) e (b), 48 h (c) e (d) e 56 h (e) e (f)

Da Figura 5, conforme aumenta o tempo de imersão no meio contendo cloreto e sulfato, observou-se maior formação de produtos de corrosão volumosos restrita às proximidades dos intermetálicos em comparação ao meio contendo apenas cloreto.

Assim como foi feito para o meio contendo somente cloreto, a análise das imagens MEV será aprofundada no âmbito químico (análise por EDS semi-quantitativa) para explicar o que pode ser observado nas micrografias. Para tanto, foram feitas análises de EDS dos

precipitados mostrados na Figura 5. Para o alumínio puro, é importante ressaltar que é conhecido da literatura o fato de que meios contendo sulfato são menos corrosivos do que aqueles contendo cloreto (10). Neste sentido, é de se esperar que matriz da liga (rica em Al) tenda a ser mais protegida em relação aos precipitados (menos ricos em Al).

Como já mencionado anteriormente, os principais responsáveis pela corrosão por pites na liga AA2050 são os precipitados do tipo Al-Cu-Fe-Mn (11, 12). Ao analisarem-se os dados de EDS, observou-se que mesmo nas primeiras horas de imersão em sulfato, a liga AA2050 passa a sofrer este tipo de corrosão. A análise destes pontos nas micrografias da Figura 5 deixa clara a existência de uma trincheira de corrosão ao redor dos IMs, mas em menor proporção em comparação com o meio contendo somente NaCl. Pode-se observar este tipo de corrosão, por exemplo, no P7 (Figura 5d).

Como já dito anteriormente, em meio de NaCl 10 mM existiam pontos nos quais os níveis de Cu eram superiores ao de Al. Tal fenômeno foi explicado através da dissolução preferencial do Al ao longo da imersão o que enriqueceria os precipitados em Cu. O mesmo fenômeno é observado para o meio de sulfato, mas em uma proporção ainda maior, possivelmente, pelo fato da matriz ser menos suscetível à corrosão neste meio. Neste sentido, a atividade eletroquímica tenderia a ficar mais restrita aos intermetálicos, provocando uma maior diminuição do teor de alumínio nestes. A atividade eletroquímica mais ativa sobre os intermetálicos no meio de sulfato e cloreto justifica a formação de produtos de corrosão volumosos ao redor e sobre os mesmos.

A análise EDS também foi realizada em pontos sobre a matriz de alumínio visando analisar como esta corroeu ao longo do tempo. Tomando-se os pontos P6 (Figura 5b) e P18 (Figura 5f) observa-se que as porcentagens (m/m) de oxigênio associadas à evolução da corrosão da matriz nestes pontos foram: 1,89% e 8,13%, respectivamente. Estes teores de oxigênio detectados foram relativamente maiores para o caso do meio contendo somente cloreto, principalmente no que concerne aos períodos iniciais de imersão, indicando que a matriz possa ter sido mais corroída em meio contendo apenas cloreto.

## **2.3. Ensaio eletroquímico**

### **2.3.1. Potencial de circuito aberto (OCP)**

O potencial de circuito aberto (OCP) da liga de alumínio AA2050 foi medido durante 11h nas duas soluções, conforme apresentado na Figura 6. Neste intervalo de tempo, ocorreu a estabilização do potencial de formas diferentes. Ao final do ensaio, o potencial na solução NaCl 10 mM era em torno de - 0,534 V (Ag|AgCl), enquanto na solução Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 100 mM + NaCl 1 mM foi cerca de - 0,193 V (Ag|AgCl).

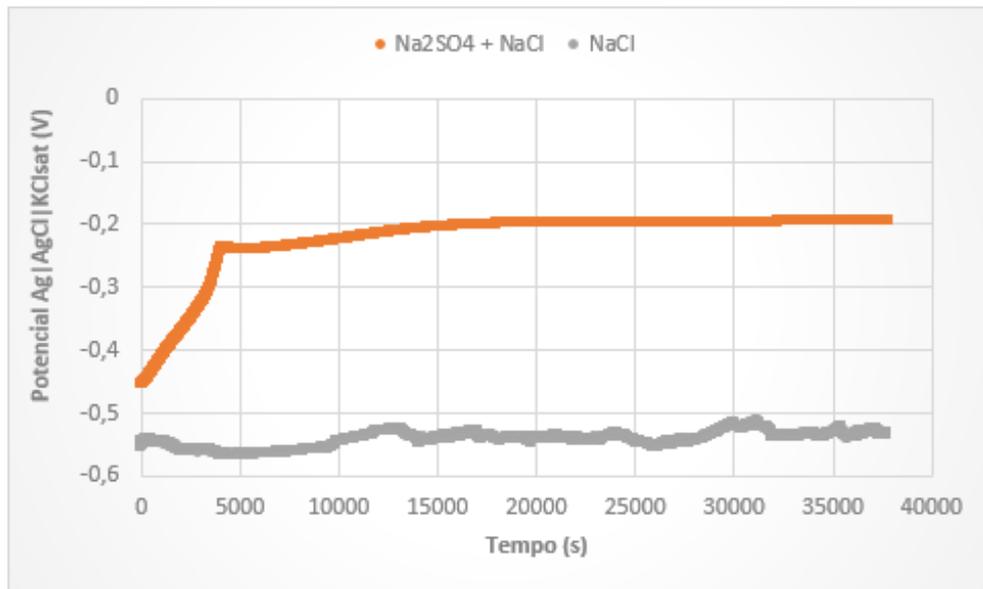


Figura 6 - Curvas de OCP da liga AA2050 em diferentes eletrólitos após 11 h de exposição

A análise da Figura 6 mostra que para a solução contendo Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> há um aumento contínuo do potencial logo após a imersão, seguida por sua estabilização após cerca de 1h em valores próximos de -0,2 V (Ag|AgCl). De acordo com a literatura, meios contendo sulfato são menos corrosivos do que aqueles contendo cloretos já que são adsorvidos na superfície da liga, contribuindo para sua passivação e impedindo a quebra da camada de óxido (10).

Ainda com relação à Figura 6 analisa-se agora os potenciais para a solução NaCl 10 mM. Como se pode observar, durante as 11h de teste o E (OCP) da AA2050 neste meio se manteve estável numa faixa entre -0,560 V (Ag|AgCl) e -0,510 V (Ag|AgCl). Pode-se constatar, portanto, uma oscilação constante no potencial entre valores muito próximos (diferença de, no máximo, 0,05 V (Ag|AgCl)). Essa oscilação é característica da corrosão por pites, tipo de corrosão localizada muito comum em ligas de alumínio em meios contendo íons cloreto e que se dá sobre sítios mais ativos, ditados pela presença de IMs, e que contribuem para a maior suscetibilidade do óxido passivo em ser atacado (6, 10, 16, 17).

Ao contrário do que foi observado por GUÉRIN et al. (2014) e HAGYARD (1966), não houve um crescimento inicial do potencial para sua posterior estabilização. Isso pode ser explicado pelo tipo de liga utilizada. As ligas de alumínio podem ser suscetíveis a diferentes tipos de corrosão dependendo de sua história termomecânica, uma vez que estes processos estão diretamente ligados aos tipos de compostos intermetálicos ou dispersóides responsáveis pelos potenciais eletroquímicos locais (12). GUÉRIN et al. (2014) utilizou dois tipos de liga, uma sem tratamento térmico, a qual resultou em corrosão intergranular, e outro com tratamento, que resultou em corrosão intragranular. Já HAGYARD (1966) nem ao menos especifica o tipo de liga por ele utilizada.

### 2.3.2. Espectroscopia de impedância eletroquímica

Os diagramas de impedância eletroquímica da liga AA2050 nos diferentes eletrólitos são mostrados na Figura 7 (Diagramas de Nyquist) e na Figura 8 (Diagramas de Bode ou ângulo de fase).

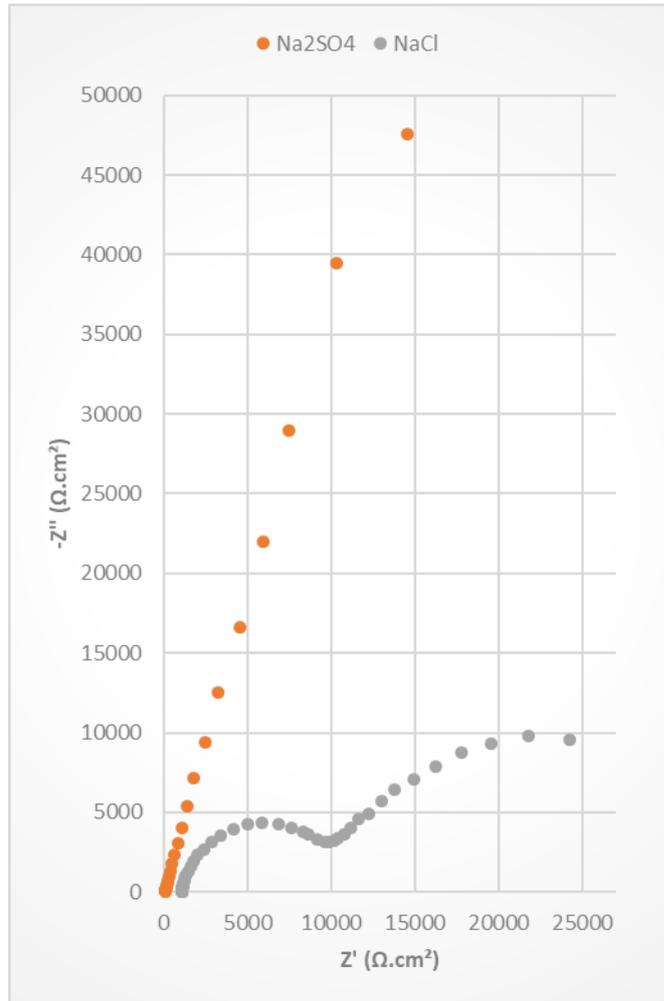
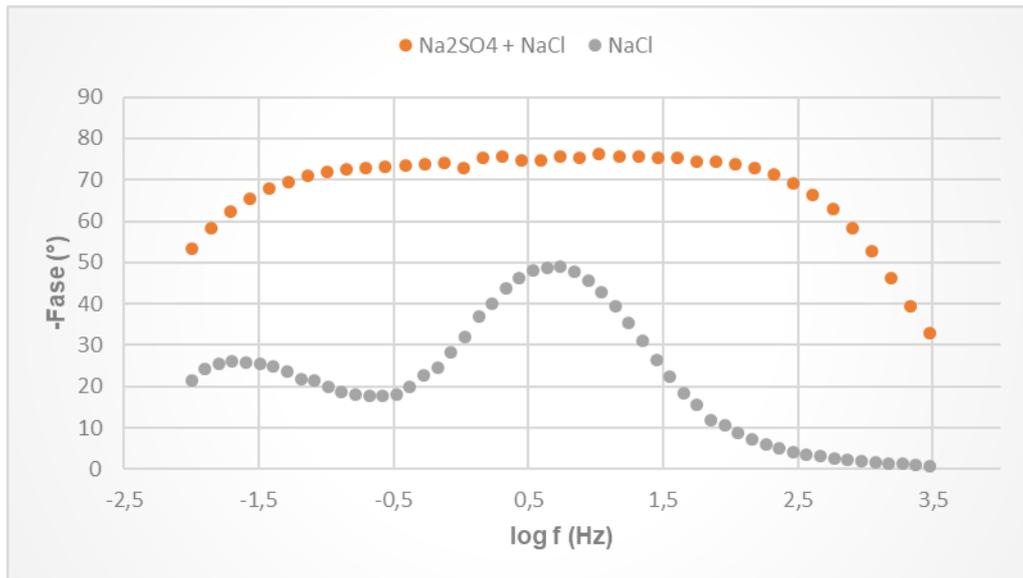


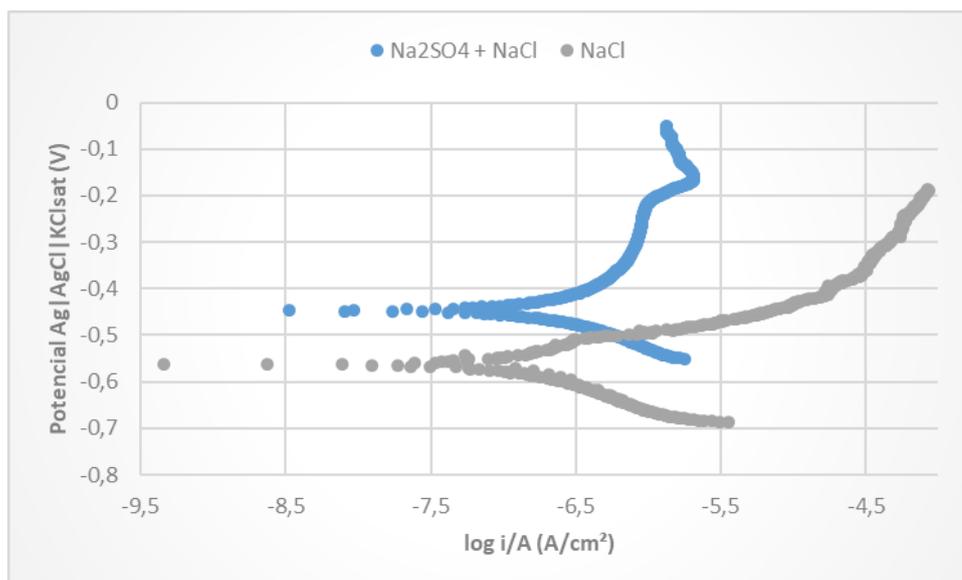
Figura 7 - Diagramas de Nyquist da liga AA2050 após 11 h de ensaio



**Figura 8 - Diagramas de Bode da liga AA2050 após 11 h de imersão**

Conforme já era esperado pelos resultados anteriores (imagens MEV e potenciais de circuito aberto) os dados dos diagramas de Nyquist mostram que impedância no meio contendo apenas NaCl se mostrou menor que a do meio de Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + NaCl, indicando maior resistência à corrosão neste último. Os diagramas de Nyquist mostram também que para o meio contendo apenas cloreto, existe a presença de duas constantes de tempo capacitivas, também evidenciadas pelo Diagrama de Bode (ângulo de fase). Por outro lado, para o meio contendo sulfato, apesar do Diagrama de Nyquist mostrar apenas um arco capacitivo, o diagrama de Bode indica a sobreposição de duas constantes de tempo, pois o ângulo de fases se estende por várias décadas de frequência

### 2.3.3 Curvas de polarização



**Figura 9 - Curvas de polarização da liga AA2050 após 11h de ensaio**

A Figura 9 apresenta as curvas de polarização obtidas para a liga AA2050 em ambos os meios. Para o meio contendo apenas cloreto (10 mM) os dois ramos da curva de polarização, catódico e anódico, apresentam respostas típicas de controle de ativação. Esta resposta para a curva anódica mostra que no potencial de corrosão a liga se encontra acima do potencial de pites, o que corrobora com as oscilações observadas na determinação do OCP e também com as observações microestruturais que mostraram a ocorrência da corrosão localizada desde o início do período de imersão.

Por sua vez, no meio contendo cloreto e sulfato, ocorre o controle por ativação no ramo catódico. Porém, no ramo anódico a liga responde claramente com um comportamento passivo, com a corrente mantendo-se em um valor em torno de  $10^{-6}$  A/cm<sup>2</sup>, confirmando que, de fato, na presença dos íons sulfato a película passiva mantém suas propriedades protetoras (10). Observa-se na região passiva que a corrente aumenta ligeiramente com o aumento da polarização anódica. Este comportamento pode ser atribuído à atividade eletroquímica nos intermetálicos, que dissolvem mais intensamente, conforme verificado nos ensaios de imersão. Por outro lado, o pico de corrente verificado em potenciais um pouco acima de -0,2 V (Ag/AgCl) pode estar associado à dissolução mais acentuada de um dos elementos que compõem os intermetálicos.

---

### 3. Conclusões

---

A liga AA2050 investigada apresentou maior susceptibilidade à corrosão por pites quando em meio de NaCl 10 mM, como já se era esperado de dados presentes na literatura. Porém, ela também se mostrou suscetível a esta forma de corrosão em um meio menos agressivo de Em Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 0,1 M + NaCl 1 mM. Uma vez que o sulfato é pouco agressivo à película passiva do alumínio, conclui-se que mesmo em baixas concentrações (1 mM) os íons de cloreto conseguem ativar a corrosão na liga, porém, com ataque restrito à região dos intermetálicos, com a camada passiva mantendo sua integridade, como demonstrado pelas curvas de polarização anódica.

### 4. Referências bibliográficas

---

- (1) HAFLEY, R.A. et al. **Evaluation of Aluminum Alloy 2050-T84 Microstructure and Mechanical Properties at Ambient and Cryogenic Temperatures**. NASA Technical Reports Server, 81 p., 2011.
- (2) Guérin, Mathilde and Alexis, Joël and Andrieu, Eric and Blanc, Christine and Odemer, Grégory. Corrosion-fatigue lifetime of Aluminium–Copper–Lithium alloy 2050 in chloride solution. (2015). **Materials and Design**, Vol.87. pp.681-692. ISSN 0261-3069
- (3) DONATUS, U. et al. On the AA2198-T851 alloy microstructure and its correlation with localized corrosion behaviour, **Corrosion Science**, v. 131, [s.n], p. 300-309, 2018.
- (4) MORETO, J.A. et al. Corrosion behaviour of Al and Al-Li alloys used as aircraft materials. **Corros. Prot. Mater.**, v. 31, n. 3/4, p. 60-64, 2012.
- (5) LEQUEU, P.; SMITH, K.P.; DANIELLOU, A. Aluminum-Copper-Lithium Alloy 2050 Developed for Medium to Thick Plate. **Journal of Materials**, v. 19, n. 6, p. 841-847, 2010.
- (6) MORETO, J. A. **Estudo da corrosão e corrosão-fadiga em ligas de Al e Al-Li de alta resistência para aplicação aeronáutica**. 2012. 188 p. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Área Interunidades em Ciência e Engenharia dos Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos.
- (7) JÚNIOR, F.A.P. **Análise microestrutural, tenacidade à fratura e vida em fadiga das ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84 (Al-Li)**. 2015. 156 p. Tese (Doutado em Ciências) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos.
- (8) HUGHES, A.E. et al. High Strength Al-Alloys: Microstructure, Corrosion and Principles of Protection. In: AHMAD, Z. **Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys**. [S.l.]: InTech, 2011. Cap 10, p. 223 -262.

- (9) MELROSE, B.J. **The use of friction-surface processing as a method of corrosion protection of a friction-stir weld in the Al-Li-Cu alloy AA2050-T851**. 2010. 97 p. Tese (Master of Research em Ciência e Engenharia dos Materiais) – Departamento de Metalurgia e Materiais, Universidade de Birmingham, Birmingham.
- (10) ABREU, C.P. **Caracterização da reatividade das ligas alumínio AA2024-T3 e AA7475-T651 soldadas por fricção (FSW)**. 2015. 159 p. Tese (Doutorado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Autarquia associada à Universidade de São Paulo, São Paulo.
- (11) BOUSQUET, E. **Durabilite des assemblages soudés par friction stir welding (FSW) – Corrélation entre microstructure et sensibilité à la corrosion**. 2011. 255 p. Tese (Doutorado em Ciências Físicas e Engenharia) – Université Bordeaux 1, Bordéus.
- (12) GUÉRIN, M. et al. Effect of varying conditions of exposure to an aggressive medium on the corrosion behavior of the 2050 Al–Cu–Li alloy. **Corrosion Science**, v.85, [s.n], p. 455 – 470, 2014.
- (13) FERRARI, J. V. **Estudo da corrosão localizada da liga de alumínio 7475-T761 por espectroscopia de impedância eletroquímica global e local em meio de sulfato de sódio**. 2011. 208 p. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo/Université Pierre et Marie Curie, Paris.
- (14) Mathilde Guérin, Joël Alexis, Eric Andrieu, Lydia Laffont-Dantras, Williams Lefebvre, et al. Identification of the metallurgical parameters explaining the corrosion susceptibility in a 2050 aluminium alloy. **Corrosion Science**, Elsevier, 2016, 102, pp.291-300.
- (15) PAREDES, Y. R. A. **Desenvolvimento e caracterização de dispositivos fosforescentes baseados em compostos orgânicos de baixo peso molecular**. 2012. 211 p. Tese (Doutorado em Física) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.
- (16) CODARO, E.N. **Estudo da corrosão em ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica**. 2006. 200 p. Tese (Livre-Docência em Fundamentos da Corrosão e Corrosão e Inibição) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual de São Paulo, Guaratinguetá.
- (17) ASSIS, C.M. **Estudo do comportamento de corrosão de ligas de alumínio soldadas por fricção (FSW) utilizando técnicas eletroquímicas globais e locais**. 2017. 164 p. Tese (Doutorado em Ciências) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.
- (18) HAGYARD, T. The Electrode Potential of Evaporated Aluminum Films in Chloride Solution. **Journal of Electrochemical Society**, v. 113, n. 9, p. 962 - 963, 1966.