



# Estudo das ligas de alumínio aplicadas em construção naval nomeadamente na resistência à corrosão em estruturas navais soldadas

**Autor:** Jorge Manuel Martins Vieira Pereira

Dissertação apresentada na Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa para obtenção do grau de Mestre em Engenharia dos Materiais

**Orientação:** Professor Doutor Rui Silva – DCM/FCT/UNL

CFR ECN Rijo Carola – DN / Marinha Portuguesa

Mestre Cristina Ferreira da Silva – Arsenal do Alfeite

## Agradecimentos

No decorrer deste projecto houve várias pessoas e instituições que contribuíram, com mais ou menos importância, directa ou indirectamente, neste estudo. Contudo, com o receio de que alguns não sejam aqui individualmente referidos, fica desde já o meu muito obrigado.

O primeiro agradecimento é para a Marinha Portuguesa, através da Direcção de Navios e para o Departamento de Ciência dos Materiais que possibilitaram a realização deste estágio.

Seguidamente agradeço aos meus orientadores Professor Doutor Rui Silva (DCM-FCT-UNL), ao CFR ECN Rijo Carola (DCN-DE-DN), Mestre Cristina Ferreira da Silva (Arsenal do Alfeite) da Marinha Portuguesa. Agradeço-lhes a sua orientação durante o trabalho, disponibilidade e motivadores durante a realização deste projecto.

Ao Professor Doutor Francisco Braz Fernandes que foi o elo de ligação inicial entre o DCM e a Marinha Portuguesa.

Ao Arsenal do Alfeite, e em particular à Oficina de Construção Naval que me proporcionaram o acompanhamento das tarefas de soldadura para a construção das lanchas salva-vidas, bem como ao Eng<sup>o</sup> Freire e ao Sr. Sandro (Soldador) pelo fabrico dos provetes que serviram a todo este estudo.

Quero agradecer ao INETI/DMTP/LTR, e em particular à Dra. Teresa Diamantino e à Eng<sup>a</sup> Rosário Costa, pela possibilidade da realização dos ensaios de nevoeiro salino bem como da sua disponibilidade para qualquer esclarecimento que viesse a precisar.

Também quero deixar um agradecimento à Professora Doutora Zenaide Silva e ao Professor Doutor Joaquim Simão do Departamento de Geologia da FCT-UNL por terem disponibilizado, dentro das suas possibilidades, a sua câmara de nevoeiro salino.

Quero ainda deixar os meus agradecimentos a alguns colegas de curso nomeadamente à Cláudia Baptista, pelo acompanhamento e motivação que me deu durante todo o meu percurso universitário, bem como, à Natacha Martins pelo acompanhamento e ajuda na realização de alguns ensaios realizados no decorrer deste trabalho.

Para finalizar e com grande destaque quero agradecer à minha família todo o apoio, incentivo e as facilidades que me concederam para a realização, não só para este trabalho final, mas também, durante todo o meu curso.

## Sumário

Este trabalho visa estudar a resistência à corrosão de ligas de alumínio soldadas topo-a-topo aplicadas em construção naval e destinadas a serem utilizadas em ambientes salinos. Este estudo centrou-se em ligas de alumínio AA5083-O/H111, unidas por soldadura MIG e tendo como material de adição a liga ALMG5-AA5356.

Foram efectuados cortes transversais em provetes soldados e com eles, ensaios electroquímicos (potencial de circuito aberto, curvas de polarização e espectroscopia de impedância electroquímica), bem como testes de exposição a nevoeiro salino, sobre essas secções. Através de observações por microscopia óptica foi analisado o efeito microestrutural na evolução da corrosão, antes e após diferentes tempos de imersão em solução salina (3% de NaCl) nas diferentes regiões dos provetes soldados. Foram também realizadas observações por microscopia electrónica de varrimento (SEM), análises elementares por espectroscopia de dispersão de energias (EDS-SEM), testes de microdureza e análises por elipsometria.

Este estudo mostra que, inicialmente, a corrosão é mais agressiva na vizinhança de precipitados existentes (sobretudo em redor de inclusões ricas em Fe) e, nesse período inicial, a corrosão é mais intensa (mais rápida) na região do cordão de soldadura. Depois de alguns dias de imersão, a corrosão parece desenvolver-se com um carácter mais uniforme em todas as regiões das amostras soldadas, não se estabelecendo nos períodos de imersão analisados uma verdadeira (auto-catalítica) corrosão por picadas.

Para uma conclusão mais definitiva serão necessários estudos em provetes sujeitos a tempos de imersão mais longos.

## Summary

This study deals with a research of corrosion resistance of welded naval aluminium alloys in salt solutions. The corrosion behaviour of an aluminium alloy 5083-O/H111 sheets, joined by a MIG arc welder and using ALMG5-AA5356 aluminium alloy as addition material, was analyzed. Electrochemical essays (open circuit potential, polarization curves and electrochemical impedance spectroscopy) on transversal sections of the welded sheets and salt spray tests on cut welded specimens were performed. Cross-sections observations by optical microscopy, regarding effect of microstructural features on the corrosion evolution after different immersion times in salt solution, 3% NaCl, were done. Observations and elemental analysis by scanning electron microscopy combined with an energy dispersive spectrometer (SEM-EDS), microhardness measures and ellipsometry studies were also performed.

This study shows that initially the corrosion is more severe in the neighbouring of the existing precipitates (mostly around Fe rich inclusions) and the overall corrosion is much more intense (faster) in the weld region. After some days of immersion the corrosion development seems similar in all the regions of the welded specimens. Immersion periods seem not sufficient to stabilize a true (autocatalytic) pitting corrosion mechanism. Studies on specimens immersed for longer time periods are required for a definitive conclusion on corrosion behaviour of this materials in salt solutions.

## Simbologia e Notações

Al – Alumínio

AA – Aluminium Association

AC – Aluminium cast

AW – Aluminium wrought

CENIMAT – Centro de Investigação de Materiais

CFR ECN – Capitão de Fragata, Engenharia de Construção Naval

DCM – Departamento de Ciência dos Materiais

DCN-DE-DN – Departamento/Secção de Construção Naval – Departamento de Estudos –  
Direcção de Navios

EIS – Electrochemical Impedance Spectroscopy

$E_{CORR}$  – Potencial de corrosão

EDS – Energy dispersive spectroscopy (espectroscopia por dispersão de energias)

FCT/UNL – Faculdade de Ciências e Tecnologia/Universidade Nova de Lisboa

GMAW – Gas Metal Arc Welding

$I_{CORR}$  – Densidade de corrente de corrosão

INETI/DMTP/LTR – Instituto Nacional de Engenharia, Tecnologia e Inovação/Departamento  
de Materiais e Tecnologias de Produção/Laboratório de Tratamentos e Revestimentos

I3N – Institute for Nanostructures, Nanomodelling and Nanofabrication

MIG/MAG – Metal Inert/Active Gas

MO – microscopia óptica

OCP – Open Circuit Potencial – Potencial de circuito aberto

$R_p$  – Resistência de corrosão sob polarização

rX – Radiação X

SCE – Saturated Calomel Electrode – Eléctrodo saturado de calomelano

SEM – Microscopia electrónica de varrimento

TIG – Tungsten Inert Gas

ZTA ou HAZ – Zona termicamente afectada pelo calor

## Índice Geral

<b>1. Objectivo e Introdução</b>	<b>11</b>
<b>1.1 Alumínio e suas ligas</b>	<b>12</b>
1.1.1 Generalidades	12
1.1.2 Características e propriedades principais	13
1.1.3 Classificação das ligas	14
1.1.4 Aplicações navais do alumínio e suas ligas	16
<b>1.2 Soldadura</b>	<b>20</b>
1.2.1 Introdução <sup>[13]</sup>	20
1.2.2 Soldadura do alumínio e suas ligas	22
1.2.3 Processo de soldadura, MIG/MAG	24
<b>1.3 Corrosão</b>	<b>29</b>
1.3.1 Corrosão Electroquímica	30
1.3.2 Ensaios de Corrosão em Solução de NaCl	30
1.3.3 Espectroscopia de impedância electroquímica	34
<b>2 Materiais e métodos de ensaio</b>	<b>37</b>
<b>2.1 Composição elementar das ligas usadas</b>	<b>37</b>
<b>2.2 Preparação dos provetes</b>	<b>37</b>
<b>2.3 Preparação e caracterização metalográfica</b>	<b>39</b>
<b>2.4 Ensaio de microdureza</b>	<b>39</b>
<b>2.5 Ensaio Electroquímico</b>	<b>40</b>
2.5.1 Breves noções	40
2.5.2 Optimização das condições de ensaio	41
<b>2.6 Ensaio em nevoeiro salino neutro</b>	<b>45</b>
<b>2.7 Microscopia</b>	<b>46</b>
2.7.1 Microscopia óptica	46
2.7.2 Microscopia electrónica de varrimento	47
<b>3 Resultados</b>	<b>48</b>
<b>3.1 Caracterização do material de partida</b>	<b>48</b>
3.1.1 Microscopia óptica	48
3.1.2 Microscopia electrónica de varrimento	53
3.1.3 Microdurezas	55
<b>3.2 Ensaio de corrosão</b>	<b>57</b>
3.2.1 OCPs e voltametria sem imersão prolongada	57
3.2.2 OCPs e EIS até 84 dias de imersão	59
3.2.2.1 Evolução dos OCPs	59
3.2.2.2 Evolução das impedâncias	63
3.2.2.3 Observação por microscopia óptica após 84 dias de imersão	65
3.2.3 Ensaio em nevoeiro salino neutro	67
3.2.3 a) Observação por microscopia óptica	68
3.2.3 b) Observação por microscopia electrónica de varrimento com análise por EDS	73
3.2.4 Ensaio de voltametria após 20 horas de imersão	79
3.2.5 Outros ensaios	82
<b>4 Conclusões e sugestões</b>	<b>83</b>
<b>Bibliografia</b>	<b>87</b>

---

<b>Anexos</b>	<b>90</b>
<b>Anexo I – Formas de Corrosão</b>	<b>90</b>
I-0 Características da água do mar <sup>[21]</sup>	91
I-1 Corrosão Galvânica <sup>[16], [17]</sup>	92
I-2 Corrosão por Picadas <sup>[16], [17]</sup>	94
I-3 Corrosão Intersticial <sup>[16], [17]</sup>	95
I-4 Corrosão Intergranular <sup>[16] [17]</sup>	96
<b>Anexo II – Procedimentos experimentais</b>	<b>98</b>
II-1 Procedimento de soldadura (MIG)	98
II-2 Procedimento de ensaio de raios X	100
II-3 Preparação e caracterização metalográfica	102
II-4 Processo de desengorduramento e decapagem química	104
<b>Anexo III – Outros resultados</b>	<b>105</b>
III-1 Ensaio de microdurezas	105
III-2 SEM-EDS	106

## Índice de Figuras

<b>Figura 1.1</b> - Diagrama de fases binário do sistema Al-Mg. <sup>[11]</sup>	<b>18</b>
<b>Figura 1.2</b> – Zonas distintas de uma peça soldada, nomeadamente a ZTA. <sup>[38]</sup>	<b>20</b>
<b>Figura 1.3</b> - Crescimento de grão na ZTA: (a) diagrama de fase, (b) ciclos térmicos, (c) variação de tamanho de grão. <sup>[31]</sup>	<b>21</b>
<b>Figura 1.4</b> - Efeito da soldadura na dureza em ligas não tratáveis termicamente, liga 5XXX, trabalhada a frio e soldada a TIG. <sup>[14]</sup>	<b>22</b>
<b>Figura 1.5</b> - Tipos de junta mais comuns. <sup>[33]</sup>	<b>23</b>
<b>Figura 1.6</b> – Desenvolvimento dos processos de soldadura. <sup>[1]</sup>	<b>24</b>
<b>Figura 1.7</b> - Esquema de uma soldadura MIG. <sup>[32]</sup>	<b>25</b>
<b>Figura 1.8</b> - Efeito dos gases de protecção na morfologia dos cordões. <sup>[32]</sup>	<b>27</b>
<b>Figura 1.9</b> - Defeitos típicos nas soldaduras. <sup>[38]</sup>	<b>28</b>
<b>Figura 1.10</b> - Solubilidade do Hidrogénio no Alumínio. <sup>[31]</sup>	<b>28</b>
<b>Figura 1.11</b> - Esquema representativo da corrosão electroquímica. <sup>[16]</sup>	<b>30</b>
<b>Figura 1.12</b> - Exemplos de resultados obtidos numa amostra da liga AA5083 após 2h de imersão em 3,5% NaCl com uma área de exposição de 1cm <sup>2</sup> . <sup>[39]</sup> a) curvas de potencial de corrosão e b) curvas de polarização. (Eléctrodo de Referência de Ag/AgCl)	<b>31</b>
<b>Figura 1.13</b> Parâmetros electroquímicos da liga AA5083 obtidos de testes de polarização anódica. <sup>[39]</sup>	<b>32</b>
<b>Figura 1.14</b> - Imagem de uma microestrutura de uma liga de AA5083-H116 contrastada com 0,5% de ácido hidrofluorídrico (1000x). <sup>[41]</sup>	<b>32</b>
<b>Figura 1.15</b> - Curvas de polarização potenciodinâmica de duas ligas de alumínio em água do mar a 23°C e 60°C (varrimento a 1mV/s). <sup>[41]</sup>	<b>33</b>
<b>Figura 1.16</b> - Diagrama de Nyquist e circuito eléctrico equivalente. <sup>[44]</sup>	<b>35</b>
<b>Figura 1.17</b> - Modelo de interface e circuito equivalente para um metal completamente coberto por um filme passivo. <sup>[44]</sup>	<b>36</b>
<b>Figura 2.1</b> - Montagem do ensaio de microdurezas.	<b>40</b>
<b>Figura 2.2</b> - Esquema das identações efectuadas no ensaio de microdurezas.	<b>40</b>
<b>Figura 2.3</b> - Montagem utilizada nos ensaios electroquímicos em que se destaca a célula utilizada.	<b>42</b>
<b>Figura 2.4</b> - Resultados de voltametria com o diâmetro menor ( $\varnothing_1$ ) do “o-ring” e para o polimento mais fino.	<b>43</b>
<b>Figura 2.5</b> - Resultados de voltametria com o polimento fino com o diâmetro médio ( $\varnothing_2$ ) do “o-ring”.	<b>43</b>
<b>Figura 2.6</b> – Curva I(V) para o polimento mais grosseiro e menor diâmetro do “o-ring” ( $\varnothing_1$ )	<b>44</b>
<b>Figura 2.7</b> - Curva I(V) para o polimento mais grosseiro e diâmetro médio do “O-ring” ( $\varnothing_2$ ).	<b>44</b>
<b>Figura 2.8</b> - Montagem nos ensaios electroquímicos efectuados a) célula electroquímica e b) montagem completa.	<b>45</b>
<b>Figura 2.9</b> - Câmara de ensaios de nevoeiro salino, ERICHSEN.	<b>46</b>
<b>Figura 2.10</b> - Amostras dentro da câmara ERICHSEN.	<b>46</b>
<b>Figura 2.11</b> - Microscópio óptico LEICA DMI 5000M.	<b>47</b>
<b>Figura 2.12</b> – Microscópio electrónico de varrimento do CENIMAT/I3N.	<b>47</b>
<b>Figura 3.1</b> - NTT602, imagem de MO (campo claro) obtida com uma objectiva de 5X, centrada na zona intermédia do cordão (contrastada com reagente Keller).	<b>49</b>
<b>Figura 3.2</b> - Amostra NTT602, imagem MO obtida com uma objectiva de 10X, mas um pouco mais para o interior do cordão relativamente à imagem anterior (contrastada com reagente Keller).	<b>49</b>
<b>Figura 3.3</b> – Imagem MO da amostra NTT602 com a objectiva de 50X na zona 1 (contrastada com reagente Keller).	<b>50</b>
<b>Figura 3.4</b> – Imagem MO da amostra NTT602 com a objectiva de 50X na zona 2 <sup>a</sup> (contrastada com reagente Keller). Observa-se regiões que sugerem uma maior dissolução dos precipitados menores.	<b>51</b>
<b>Figura 3.5</b> - Imagem MO da amostra NTT602 com a objectiva de 50X na zona 2B (contrastada com reagente Keller). Observam-se, para além de precipitados/porosidades mais grosseiras, uma distribuição de pequenos precipitados alinhados segundo a direcção de laminagem da barra de alumínio.	<b>51</b>
<b>Figura 3.6</b> - Imagem MO da amostra NTT602 com a objectiva de 50x na zona 3 (contrastada com reagente Keller). A distribuição de precipitados é muito semelhante à observada para a zona 2B.	<b>52</b>
<b>Figura 3.7</b> - Imagem em electrões retrodifundidos na região do cordão.	<b>53</b>
<b>Figura 3.8</b> – Imagem em electrões retrodifundidos para o material base.	<b>54</b>
<b>Figura 3.9</b> – Exemplo dos espectros de EDS-SEM, pontuais obtidos para os precipitados “brancos”.	<b>54</b>

<b>Figura 3.10</b> – Exemplo dos espectros de EDS-SEM, pontuais, obtido para os precipitados “cinzento escuro”.	54
<b>Figura 3.11</b> - Ensaio de Microdurezas Vickers em um provete 10mm	56
<b>Figura 3.12</b> – Primeiras curvas de voltametria em ligas AA5083 executadas dentro e fora do cordão.	58
<b>Figura 3.13</b> - Repetição dos ensaios de voltametria em ligas AA5083 dentro e fora do cordão soldadura executado num outro conjunto de provetes, cerca de 6 meses após os apresentados na figura anterior.	58
<b>Figura 3.14</b> – Resultados de OCP fora do cordão de soldadura.	59
<b>Figura 3.15</b> – Valores de OCP médios vs. tempo de imersão fora do cordão de soldadura.	60
<b>Figura 3.16</b> - OCPs dentro do cordão de soldadura.	61
<b>Figura 3.17</b> - OCPs médios vs. tempo de imersão dentro do cordão de soldadura.	61
<b>Figura 3.18</b> - Comparação dos OCPs médios fora e dentro do cordão de soldadura.	62
<b>Figura 3.19</b> - Diagramas de Nyquist obtidos fora do cordão de soldadura com um “zoom” na zona da curva.	63
<b>Figura 3.20</b> - Diagramas de Nyquist observadas para o cordão de soldadura.	64
<b>Figura 3.21</b> - Curva relativa à resistência de polarização fora e dentro do cordão de soldadura.	65
<b>Figura 3.22</b> – Imagens recolhidas após 84 dias de imersão numa solução de 3% NaCl com objectiva de 20X. a) fora do cordão e b) dentro do cordão onde a corrosão por picadas, relativamente mais pequenas, é também mais generalizada.	66
<b>Figura 3.23</b> - Micrografia óptica evidenciando uma corrosão intersticial na interface entre a amostra e o “o-ring”.	67
<b>Figura 3.24</b> - Fotografia de vários espécimes após diferentes tempos de exposição a nevoeiro salino.	68
<b>Figura 3.25</b> - Imagem representativa da contagem de classes na amostra sujeita a nevoeiro salino.	70
<b>Figura 3.26</b> - Frequência das picadas, em função da classe de profundidade para diferentes tempos de exposição a nevoeiro salino, a) fora do cordão de soldadura e b) dentro do cordão de soldadura.	70
<b>Figura 3.27</b> – a) Imagem de uma superfície da amostra sujeita a 15 dias de nevoeiro salino e b) amostra sujeita a 58 dias de exposição a nevoeiro salino.	71
<b>Figura 3.28</b> - Imagens registadas por microscopia óptica de uma amostra sujeitas a 58 dias de nevoeiro salino com uma objectiva de 100X exibindo picadas de corrosão a) fora, b) na zona intermédia e c) dentro do cordão de soldadura.	72
<b>Figura 3.29</b> – Imagem SEM por electrões retrodifundidos da amostra sujeita a 58 dias de nevoeiro salino, a) fora do cordão, b) zona intermédia e c) dentro do cordão de soldadura.	74
<b>Figura 3.30</b> – Imagens SEM por electrões retrodifundidos com maiores ampliações. É visível com maior pormenor as picadas em redor dos precipitados (zonas brancas); a) fora do cordão e b) dentro do cordão.	75
<b>Figura 3.31</b> – Imagem SEM por electrões retrodifundidos utilizada para a análise pontual, pontos P1 a P4.	76
<b>Figura 3.32</b> – Análise EDS para o ponto P1 (pontos brancos com corrosão envolvente).	76
<b>Figura 3.33</b> – Análise EDS para o ponto P2 (picada envolvente ao precipitado). Elementos detectados: Al, O e Cl.	77
<b>Figura 3.34</b> – Análise EDS para o ponto P3 (precipitado branco sem corrosão envolvente). Elementos detectados: Al, Fe e Mn...	77
<b>Figura 3.35</b> – Análise EDS para o ponto P4 (matriz fora do cordão de soldadura). Elementos detectados: Al e Mg.	77
<b>Figura 3.36</b> – Mapeamento de rX	78
<b>Figura 3.37</b> - Imagem da amostra quando sujeita a imersão em NaCl a 3% e da amostra após 20h imersão, a) dentro da solução e b) fora da solução.	79
<b>Figura 3.38</b> - Imagem de um varrimento por MO feito num provete abrangendo as zonas fora e dentro do cordão antes da imersão na solução salina.	80
<b>Figura 3.39</b> - Imagem de um varrimento por MO feito num provete abrangendo as zonas fora e dentro do cordão após 20 horas de imersão em NaCl 3%.	80
<b>Figura 3.40</b> - Curvas de voltametria após 20h de imersão em NaCl 3%.	81
<b>Figura 3.41</b> - Figura exemplificativa do cálculo de $i_{corr}$ pelo método de Tafel obtida segundo o software Voltmaster 4.	81

## Índice de Tabelas

<b>Tabela 1.1</b> – Efeito nas propriedades conferidas pelos elementos de liga. <sup>[4], [5], [18]</sup>	<b>13</b>
<b>Tabela 1.2</b> - Designação numérica das ligas de alumínio de construção mecânica segundo AA. <sup>[4], [6], [14], [18]</sup>	<b>15</b>
<b>Tabela 1.3</b> - Designação dos tratamentos praticados nas ligas de alumínio. <sup>[2], [6], [7], [14], [18]</sup>	<b>16</b>
<b>Tabela 1.4</b> - Composição de algumas ligas usadas em construção naval. <sup>[10], [12]</sup>	<b>17</b>
<b>Tabela 1.5</b> - Propriedades da liga AA5083-O/H111 <sup>[12]</sup>	<b>19</b>
<b>Tabela 1.6</b> - Propriedades da liga AA5356. <sup>[12]</sup>	<b>20</b>
<b>Tabela 1.7</b> – Posições de soldadura.	<b>23</b>
<b>Tabela 1.8</b> - Gases protectores mais utilizados.	<b>24</b>
<b>Tabela 1.9</b> – Imperfeições típicas na soldadura MIG. <sup>[32]</sup>	<b>27</b>
<b>Tabela 1.10</b> - Relação entre o estado natural e a tendência para a corrosão dos metais (a negrito, os elementos normalmente presentes nas ligas de alumínio estudadas).	<b>29</b>
<b>Tabela 1.11</b> - Potenciais de corrosão e de picada obtidas por curvas de polarização. <sup>[41]</sup>	<b>33</b>
<b>Tabela 2.1</b> - Análise química às ligas de Al utilizadas.	<b>37</b>
<b>Tabela 2.2</b> - Identificação de provetes e parâmetros de soldadura.	<b>38</b>
<b>Tabela 3.1</b> – Resultados para a distribuição dos precipitados brancos, Al(Fe, Mn, Cr)	<b>55</b>
<b>Tabela 3.2</b> - Classes e profundidades associadas.	<b>69</b>
<b>Tabela 3.3</b> – Resultados para a distribuição das picadas (incluindo porosidades).	<b>79</b>
<b>Tabela 3.4</b> - Valores obtidos pelo método de Tafel	<b>82</b>

## 1. Objectivo e Introdução

A verificação do aparecimento de sinais de corrosão no casco de algumas lanchas em alumínio da Marinha Portuguesa, fez com que houvesse a necessidade de fazer um estudo das ligas mais utilizadas em construção naval nomeadamente no que diz respeito à corrosão nas zonas das soldaduras.

A liga que foi sujeita ao presente estudo foi a liga 5083-O/H111 visto ser a liga mais abundante na zona do casco (zona de maior contacto com a água). Inicialmente foi também proposto que fosse abordada a liga 6082-T6, mas quando iniciados os ensaios laboratoriais, verificou-se que essa liga tinha interesse mais do ponto de vista mecânico do que na perspectiva das suas propriedades anti-corrosivas. Além disso, não é uma liga que esteja mais exposta ao meio marinho e, por outro lado, estas ligas são normalmente soldadas em T que dificilmente poderiam ser sujeitas à análise laboratorial que foi proposta e efectuada para os provetes soldados construídos com a liga 5083-O/H111.

Como tal, os objectivos centraram-se em identificar a susceptibilidade da resistência à corrosão das liga 5083-O/H111 dentro e fora dos cordões de soldadura.

Para tal, foram acompanhadas as soldaduras em lanchas da Marinha Portuguesa e, através de provetes que de igual modo foram preparados e soldados, foi feito um estudo recorrendo a ensaios de dureza, ensaios electroquímicos, ensaios em nevoeiro salino e por observação macro e microscópica.

O objectivo final centrou-se em concluir qual das zonas do componente soldado é mais propícia à corrosão, bem como a definir um conjunto de ensaios mais adequados a futuros estudos desta natureza, visto que à partida pouca informação havia quanto à possível resposta deste material nos ensaios a praticar. Assim, mais informação sobre o comportamento deste material era precisa, para que, pelo menos as condições, em especial para os ensaios mais demorados, pudessem logo à partida ser as mais adequadas.

Este trabalho está estruturado em quatro capítulos, sub-divididos em secções. O primeiro capítulo é dedicado à parte teórica do tema onde é feita uma introdução ao alumínio e suas ligas, a sua classificação, algumas das suas aplicações navais, faz-se depois uma breve abordagem à soldadura e ao processo envolvido bem como à corrosão.

No segundo capítulo aborda-se os materiais e ensaios usados para o presente estudo, aí se menciona o motivo pelo qual se efectuou alguns testes e ensaios bem como algumas das condições praticadas.

Seguidamente, o capítulo terceiro abrange toda a apresentação e análise dos resultados obtidos ao longo do projecto.

Por fim, o capítulo quatro é dedicado basicamente às conclusões finais com apresentação de algumas sugestões para trabalhos futuros relacionados com este tema.

## **1.1 Alumínio e suas ligas**

### **1.1.1 Generalidades**

O alumínio, símbolo químico Al, número atómico 13, massa atómica 26,98 é um metal branco, brilhante, com uma temperatura de fusão de 660°C e densidade 2,7.

É um elemento muito abundante na crosta terrestre, onde aparece sob variadas formas, sendo as bauxites (óxidos hidratados de alumínio,  $Al_2O_3 \cdot 2H_2O$ ), os minérios mais utilizados na sua produção industrial.

Estes minérios têm cerca de 40 a 60% de óxido de alumínio (alumina), sendo a parte restante formada por impurezas, tais como óxidos de ferro, de silício, de cálcio e de titânio.

A recuperação do alumínio, do seu minério, faz-se através dum processo electroquímico em que a alumina é dissolvida num electrólito de fusão e em seguida é estabelecido um circuito eléctrico em que a corrente ao passar pelo electrólito, promove a deposição do alumínio metálico no cátodo. <sup>[2], [3]</sup>

### 1.1.2 Características e propriedades principais

O alumínio comercialmente puro, é um metal leve, prateado, macio, facilmente deformável, com elevada condutibilidade eléctrica e térmica e baixa temperatura de fusão. Não é tóxico, não produz ignição e não é magnético. Devido ao seu elevado poder redutor, oxida-se ao ar, formando exteriormente uma fina e densa camada de alumina, que o protege contra a corrosão, nomeadamente em água a pH próximos do neutro, em alguns ácidos, compostos de enxofre, variadíssimos hidrocarbonetos, óleos e substâncias orgânicas. No entanto, é atacado pela água do mar, pelas bases alcalinas (sódio e potássio) e por alguns ácidos fortes como o ácido clorídrico e fluorídrico.

De um modo geral, as aplicações industriais do alumínio puro são restritas. Preferem-se as ligas. As principais ligas de alumínio são com o cobre (Cu), silício (Si), magnésio (Mg), manganês (Mn) e, ocasionalmente, com o zinco (Zn) e o níquel (Ni).

Na sua grande maioria, a adição de metais ao alumínio, visa a aumentar a resistência à tracção, a tensão de cedência e a sua dureza, correspondendo também a uma redução do alongamento e, em alguns casos, a uma melhoria das propriedades anti-corrosivas. Nas fundições de alumínio alguns dos elementos de liga visam também a facilitar a moldação. Nas ligas, mais adequadas propriedades mecânicas são conseguidas por tratamentos térmicos e/ou mecânicos.

Na tabela 1.1 podemos observar alguns dos efeitos dos elementos de liga no alumínio.

**Tabela 1.1 – Efeito nas propriedades conferidas pelos elementos de liga.** <sup>[4], [5], [18]</sup>

<b>Elementos de liga</b>	<b>Efeitos na liga</b>
<b>Magnésio</b>	Melhora as propriedades de endurecimento a frio (encruamento) e de resistência à corrosão
<b>Silício</b>	Melhora a resistência mecânica. Ocorre endurecimento por precipitação quando é utilizado juntamente com o magnésio.
<b>Zinco</b>	Melhora significativamente a resistência mecânica e permite o endurecimento por precipitação. Pode tornar a liga susceptível a corrosão sob tensão.

<b>Cobre</b>	Melhora ainda mais a resistência mecânica e o endurecimento por precipitação mas reduz a resistência à corrosão, a soldabilidade e a ductilidade.
<b>Manganês</b>	Aumenta a resistência mecânica, influencia a estrutura do grão e impede a recristalização.
<b>Níquel</b>	Melhora a resistência a altas temperaturas.
<b>Titânio</b>	Origina menor tamanho de grão melhorando a resistência mecânica.
<b>Crómio</b>	Aumenta a resistência à corrosão sob tensão.
<b>Ferro</b>	Está normalmente presente como impureza, mas aumenta a resistência mecânica do alumínio puro, quando a sua proporção em peso é menor que 1%. Tem um efeito indesejável na resistência à corrosão nas ligas de alumínio.

### 1.1.3 Classificação das ligas

As ligas de alumínio são classificadas em função de três diferentes aspectos: <sup>[2]</sup>

- Composição – São divididas em “alumínio comercialmente puro” e nas diversas “ligas de alumínio”.
- Tratamento – São divididas em ligas sensíveis ao tratamento térmico (ligas tratadas termicamente) e ligas insensíveis ao tratamento térmico.
- Modo de processamento – São divididas em ligas forjáveis (ou conformação plástica) e ligas fundidas.

As ligas de alumínio são especificadas segundo o sistema de numeração desenvolvido pela *Aluminium Association* (AA). De acordo com esta associação americana de produtores, as ligas são designadas por EN AW/AC XXXX, em que “XXXX” é um número de 4 dígitos. AW significa *Aluminium Wrought*, i.e., ligas para trabalho mecânico e normalmente destinadas à construção mecânica e AC – *Aluminium Cast* informa que estas são ligas para fundição (no caso das ligas AC, o número é composto por 3 dígitos mais um decimal – xxx.x). Em algumas especificações, há também uma letra adicional (veja-se a tabela 1.3) que designa o tratamento térmico a que estas ligas foram sujeitas. <sup>[2],[4]</sup>

a) **Ligas para construção mecânica**, significado dos 4 dígitos (“XXXX”):

**XXXX** – O primeiro algarismo indica qual o principal elemento de liga (veja-se a tabela 1.2).

**Tabela 1.2 - Designação numérica das ligas de alumínio de construção mecânica segundo AA.** <sup>[4], [6], [14], [18]</sup>

Designação numérica	Principal elemento de liga
1XXX	Alumínio Comercial Puro (99,00%)
2XXX	Cobre (Duralumínios)
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e Silício
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos de liga
9XXX	Série livre

**XXXX** – O segundo algarismo, identifica a modificação na liga principal. Este dígito é normalmente zero.

**XXXX** – os últimos algarismos identificam os outros elementos de liga presentes (no caso das ligas “1XXX” estes 2 últimos algarismos indicam o grau de pureza acima dos 99,00%. Por exemplo, a liga 1050 tem pelo menos 99,50% de Al)

**b) Identificação dos Tratamentos de Liga** <sup>[14], [18]</sup>

- Ligas de alumínio para trabalho mecânico e tratamento térmico: 2XXX, 6XXX e 7XXX
- Ligas de alumínio para trabalho mecânico sem tratamento térmico: 1XXX, 3XXX e 5XXX

Como já referido, a designação da liga pode ser completada com uma letra maiúscula e um ou mais dígitos que identificam o tipo de tratamento realizado e o respectivo grau de intensidade

**Tabela 1.3 - Designação dos tratamentos praticados nas ligas de alumínio.** <sup>[2], [6], [7], [14], [18]</sup>

<b>Designação</b>	<b>Descrição</b>
<b>F</b>	Como produzido, sem propriedades garantidas. Não se efectua qualquer controlo nas condições de endurecimento térmico ou por encruamento.
<b>O</b>	Recozido, recristalizado. Aplica-se tanto às ligas para trabalho mecânico bem como para as ligas de fundição. Permite aumentar a ductilidade e a estabilidade dimensional mas corresponde ao valor mais baixo de resistência mecânica.
<b>H</b>	Tratamento mecânico, encruamento. Poderão ou não, ser complementados por tratamentos térmicos para originarem uma relaxação na estrutura e logo uma redução na resistência mecânica. O “H” é sempre seguido por dois ou mais dígitos.
<b>T</b>	Tratamento térmico com ou sem encruamento suplementar. Para produzir um endurecimento estável.
<b>W</b>	Tratamento de solubilização. Liga sujeita a envelhecimento natural, à temperatura ambiente.

#### **1.1.4 Aplicações navais do alumínio e suas ligas**

A nível mundial no sector da construção naval, o número e dimensões de embarcações construídas em alumínio tem aumentado de forma significativa nos últimos anos. <sup>[3]</sup>

As ligas de alumínio são aplicadas na indústria naval onde os seus atributos são valorizados, quando confrontados com outros materiais. Alguns desses atributos são: baixa densidade, elevada relação resistência à tracção/peso, resistência à corrosão em determinados ambientes e retenção da tenacidade a baixas temperaturas, nalguns casos, o valor relativamente baixo do módulo de elasticidade é também um factor importante. <sup>[2]</sup>

Estas propriedades têm como objectivo o aumento da velocidade e/ou uma redução no consumo de combustível com a vantagem de terem uma grande resistência à corrosão.

As ligas de alumínio são frequentemente usadas em superestruturas de grandes navios ou de navios militares e também em cascos de alguns navios e embarcações. <sup>[2]</sup>

As ligas mais comuns na construção naval pertencem às séries 5000 e 6000 com teores de magnésio entre 0,6 e 6%. Tal como foi referido anteriormente estas ligas podem ser melhoradas através de tratamentos térmicos e/ou mecânicos. Também é de salientar que uma vez que a construção naval é essencialmente uma construção soldada, é importante analisar o comportamento das zonas soldadas e das zonas contíguas (Zonas Térmicas Afectadas – ZTA), pois o aumento da temperatura durante o processo de soldadura implica uma diminuição das propriedades mecânicas na referida zona. [2], [8], [9], [10] Das ligas utilizadas em construção naval, iremos dar especial atenção às ligas da série 5XXX e, em especial, às ligas 5083 e 5356, por serem estas as ligas seleccionadas para o presente estudo.

**Tabela 1.4 - Composição de algumas ligas usadas em construção naval.** [10], [12]

<b>Elementos</b>	<b>Tipos de liga</b>				
	<b>5083</b>	<b>5086</b>	<b>5356</b>	<b>6061</b>	<b>6082</b>
<b>Cobre</b>	<i>0,10 max</i>	<i>0,10 max</i>	<i>0,10 max</i>	<i>0,15 – 0,40</i>	<i>0,10 max</i>
<b>Magnésio</b>	<i>4,0 – 4,9</i>	<i>3,5 – 4,5</i>	<i>4,5 – 5,5</i>	<i>0,8 – 1,2</i>	<i>0,6 – 1,2</i>
<b>Silício</b>	<i>0,40 max</i>	<i>0,40 max</i>	<i>0,25 max</i>	<i>0,4 – 0,8</i>	<i>0,7 – 1,3</i>
<b>Ferro</b>	<i>0,40 max</i>	<i>0,50 max</i>	<i>0,40 max</i>	<i>0,70 max</i>	<i>0,50 max</i>
<b>Manganês</b>	<i>0,4 – 1,0</i>	<i>0,2 – 0,7</i>	<i>0,05 – 0,20</i>	<i>0,15 max</i>	<i>0,4 – 1,0</i>
<b>Zinco</b>	<i>0,25 max</i>	<i>0,25 max</i>	<i>0,10 max</i>	<i>0,25 max</i>	<i>0,20 max</i>
<b>Crómio</b>	<i>0,05-0,25</i>	<i>0,05-0,25</i>	<i>0,05-0,20</i>	<i>0,04 – 0,35</i>	<i>0,25 max</i>
<b>Titânio</b>	<i>0,15 max</i>	<i>0,15 max</i>	<i>0,06-0,20</i>	<i>0,15 max</i>	<i>0,10 max</i>

### **a) Ligas Al-Mg (5XXX)**

As ligas desta série constituem um importante grupo de ligas de alumínio não tratáveis termicamente, ou seja, não são endurecíveis por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, mas sim por solução sólida e encruamento (trabalho mecânico). Além do ganho em resistência mecânica, o magnésio permite a essas ligas manterem um elevado nível de ductilidade, bem como uma excelente resistência à corrosão e uma boa soldabilidade. [11]

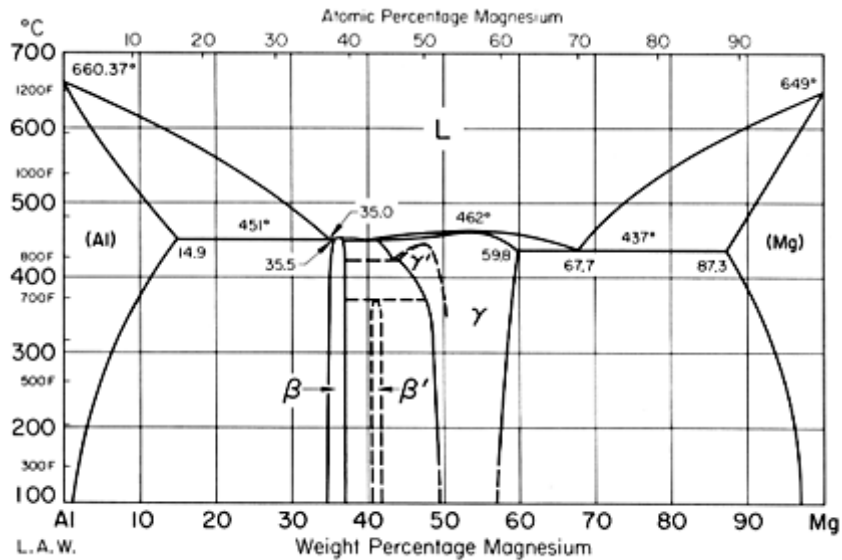


Figura 1.1 - Diagrama de fases binário do sistema Al-Mg. <sup>[11]</sup>

Tendo em conta o diagrama de fases da figura 1.1, observa-se que as ligas deste tipo (hipoeutéticas) apresentam um ponto eutético a cerca de 451°C correspondendo um teor de Mg de 35%.

Quando o teor de magnésio aumenta surge uma outra fase em equilíbrio com o alumínio, a fase  $\beta$ , com uma estequiometria próxima de  $Mg_2Al_3$  e com cerca de 36% de Mg. Num processo de solidificação esta fase pode ser resultado da reacção eutética ou, ultrapassado o limite de solubilidade da fase (Al) na liga (teores superiores a 3,5%) e em condições cineticamente favoráveis (temperaturas elevadas ou longos tempos de manutenção à temperatura ambiente) esta fase poderá precipitar.

Outros precipitados tais como  $Al_3Mg_5$  e  $Al_8Mg_5$  precipitam nos limites de grão ou mesmo no interior destes quando a liga é sujeita a arrefecimentos fora das condições de equilíbrio provocando segregação.

Como tal, a precipitação nos limites de grão, vai aumentar a susceptibilidade à corrosão intergranular, e consequentemente à diminuição da resistência à corrosão, sem um efectivo ganho na resistência mecânica do material.

Actualmente, nas oficinas navais do Arsenal do Alfeite, para o fabrico das embarcações a liga mais utilizada é a AA5083-O/H111. O material de adição preferido para a soldadura dessas estruturas é a liga ALMG5 – AA5356, uma liga mais rica em Mg.

## b) Liga AA5083-O/H111

Como já foi referido a liga AA5083 é uma liga para construção mecânica, não tratável termicamente, sendo o magnésio o principal elemento de liga. No estado AA5083-O/H111, esta liga foi sujeita a um tratamento de recozimento de recristalização que permitiu um aumento da sua ductilidade e da sua estabilidade dimensional.

Esta liga não apresenta problemas de fragilização a quente sendo possível a sua soldadura por fusão com uma perda mínima de resistência mecânica (não apresenta problemas de fissuração a quente).

Aqui apresentam-se algumas propriedades mecânicas desta liga.

**Tabela 1.5 - Propriedades da liga AA5083-O/H111 <sup>[12]</sup>**

<b><u>Propriedades</u></b>	<b><u>Valor</u></b>
<b>Densidade</b>	2,66 g/cm <sup>3</sup>
<b>Dureza Brinell</b>	77
<b>Dureza Vickers</b>	87
<b>Tensão Máxima (UTS)</b>	290 MPa
<b>Tensão de Cedência</b>	145 MPa
<b>Alongamento na rotura</b>	22%
<b>Módulo de Elasticidade</b>	70,3 GPa
<b>Condutividade Térmica</b>	117 W/m.K

## c) Liga AA5356

Esta é uma liga normalmente utilizada como material de adição em soldadura. Tem boa ductilidade e resistência à corrosão quando utilizada em soldaduras a MIG de ligas das séries 3xxx, 5xxx e 6xxx.

Tabela 1.6 - Propriedades da liga AA5356. <sup>[12]</sup>

<u>Propriedades</u>	<u>Valor</u>	
Densidade	2,7 g/cm <sup>3</sup>	
Módulo de Elasticidade	70 GPa	
Temperaturas	<i>Solidus</i>	571 °C
	<i>Liquidus</i>	635 °C
Condutividade Térmica	116 (m.K)	

## 1.2 Soldadura

### 1.2.1 Introdução <sup>[13]</sup>

A soldadura é um importante método na fabricação e na reparação de construções e de equipamentos mecânicos. O desenvolvimento dos métodos e técnicas de soldadura têm em vista a qualidade e a economia de meios, o que, muitas vezes são objectivos antagónicos, havendo que otimizar na decisão, visto que a qualidade e a economia na maioria das vezes situam-se em lados opostos.

Por definição, a soldadura de metais é um método de união de peças metálicas através do aquecimento local a temperaturas acima da temperatura *liquidus* dos materiais a unir, com ou sem aplicação de pressão e com ou sem adição de metal, proporcionando uma continuidade do material entre as peças unidas.

#### a) Efeito do calor na soldadura

Na execução de soldaduras, o aquecimento localizado e o arrefecimento subsequente (não uniforme) pode resultar em tensões residuais localizadas; nalguns casos estas tensões podem levar a deformações importantes.

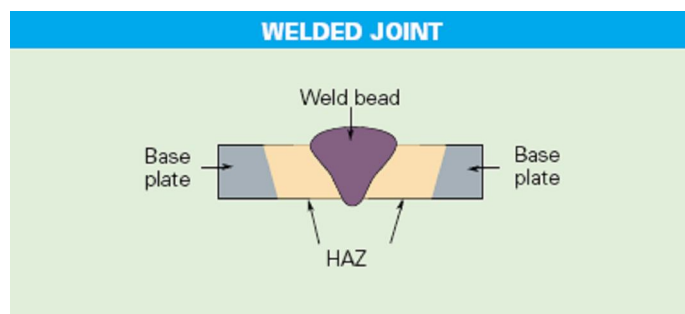
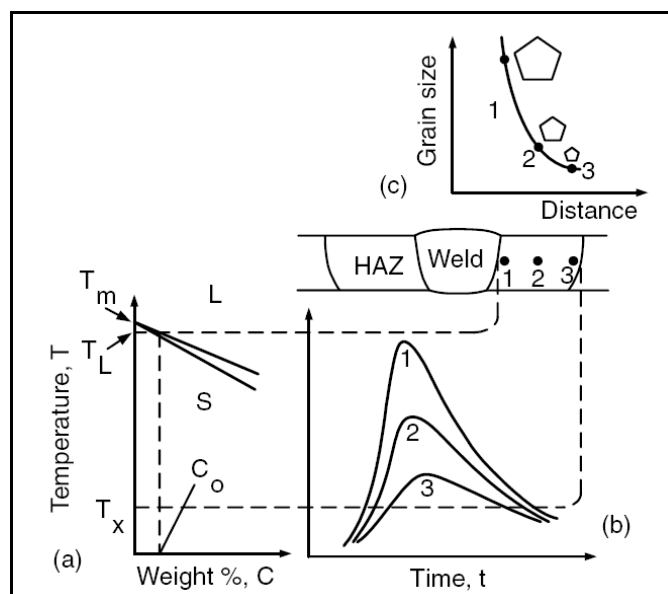


Figura 1.2 – Zonas distintas de uma peça soldada, nomeadamente a ZTA. <sup>[38]</sup>

O aquecimento localizado e o arrefecimento inerente podem também originar alterações estruturais nas regiões adjacentes ao cordão. A ZTA, zona termicamente afectada pelo calor, localiza-se no metal adjacente à zona soldada (figura 1.2), região que durante o processo de soldadura não atingiu temperaturas suficientemente altas para fundir (total ou parcialmente), mas suficientemente altas para provocarem alterações microestruturais. Esta zona pode apresentar propriedades muito diferentes das observadas no metal não afectado. <sup>[31]</sup>

### b) Recristalização e/ou crescimento de grão na Soldadura

Na zona de fusão, o efeito do trabalho a frio é completamente destruído. Na ZTA este é parcialmente anulado devido a possíveis fenómenos de recristalização e crescimento de grão. Algumas propriedades mecânicas são afectadas na ZTA, como por exemplo a tenacidade à fractura que geralmente é menor quando se está perante uma estrutura granular grosseira.

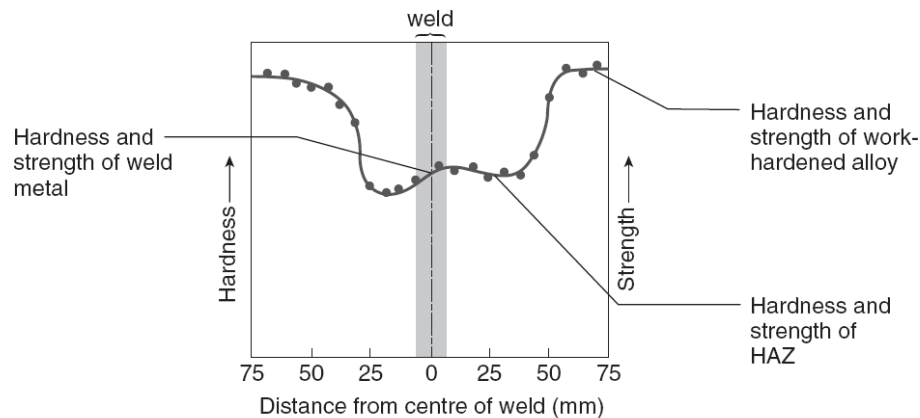


**Figura 1.3 - Crescimento de grão na ZTA: (a) diagrama de fase, (b) ciclos térmicos, (c) variação de tamanho de grão. <sup>[31]</sup>**

Podemos fazer o mesmo raciocínio relativamente ao crescimento de grão, sendo este maior quanto mais nos aproximamos da zona de fusão (ver figura 1.3).

Os parâmetros de soldadura podem interferir nestas propriedades na medida em que quanto maior for a entrega térmica, mais extensa será a ZTA, maior será o tempo de permanência acima da temperatura efectiva de recristalização,  $T_x$  e conseqüentemente o decréscimo do comportamento mecânico na ZTA. <sup>[31]</sup>

Quanto mais próximo da zona de fusão, maiores são as temperaturas máximas atingidas e maior será o tempo de permanência do material acima da temperatura de recristalização,  $T_x$ . Ou seja, a resistência mecânica, resistência ou dureza (ver figura 1.4) de um material deformado a frio diminui com o aumento da temperatura e do tempo de permanência.



**Figura 1.4 - Efeito da soldadura na dureza em ligas não tratáveis termicamente, liga 5XXX, trabalhada a frio e soldada a TIG. <sup>[14]</sup>**

## 1.2.2 Soldadura do alumínio e suas ligas

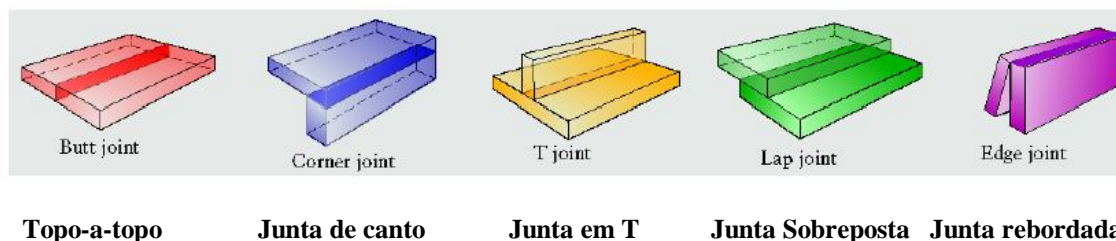
Em construção naval corrente, a soldadura está implantada de forma permanente. É um dos processos mais efectivos de união de materiais, no entanto, é também um dos processos mais complexos, devido a uma grande variedade de fenómenos metalúrgicos ocorrerem, durante a sua realização, num curto espaço de tempo.

A maioria dos processos de soldadura requer altas temperaturas localizadas de forma a permitir a união de metais. Um dos maiores problemas na soldadura reside no facto dos metais reagirem, em particular o Al, muito mais rapidamente com os elementos atmosféricos à medida que a sua temperatura aumenta. O método para proteger, durante a soldadura, um metal em fusão do ataque atmosférico tornou-se uma das condições mais importantes na soldadura. <sup>[22]</sup>

## a) Tipos de Junta

O tipo de junta traduz-se na forma/posição geométrica de como as peças a soldar se posicionam entre si.

Existem vários tipos de junta, em que as mais comuns são as que mostra a figura 1.5.



**Figura 1.5 - Tipos de junta mais comuns.** <sup>[33]</sup>

Na Construção Naval os tipos de junta mais utilizados são as de topo-a-topo e em T. Neste trabalho apenas foram experimentadas as peças soldadas topo-a-topo.

No que diz respeito à posição de soldadura, os cordões de soldadura podem ser executados de 4 formas.

**Tabela 1.7 – Posições de soldadura.**

Ao baixo	Cordão horizontal num plano horizontal
Horizontal	Cordão horizontal num plano vertical (topo-a-topo, tubo, canto).
Vertical	Cordão vertical num plano vertical (ascendente ou descendente)
Ao tecto	Cordão horizontal num plano horizontal mas por cima da cabeça do soldador.

Existem vários processos de soldadura, que tem vindo a evoluir ao longo do tempo (ver figura 1.6), a sua escolha depende dos materiais e do propósito da união.

De entre estes processos de soldadura aquele que é mais utilizado na construção naval para as ligas de alumínio é o MIG/MAG - *Metal Inert Gas/Metal Active Gas*. Como tal apenas nos vamos debruçar sobre este processo.

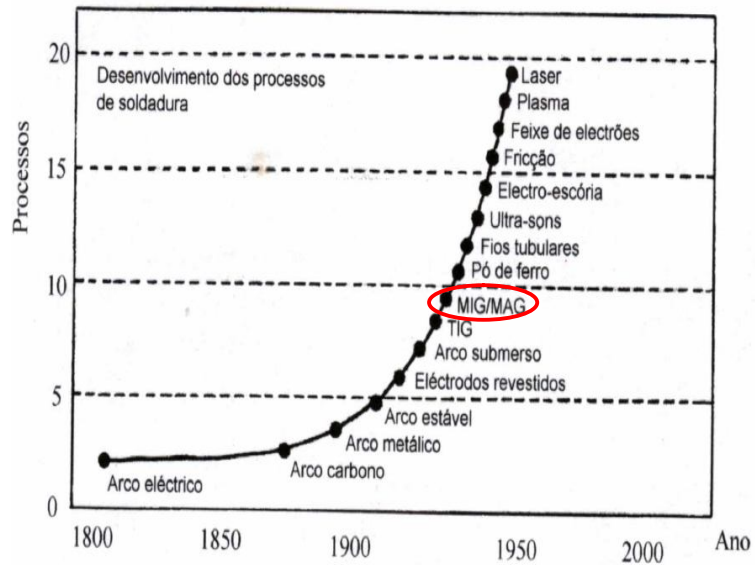


Figura 1.6 – Desenvolvimento dos processos de soldadura. [1]

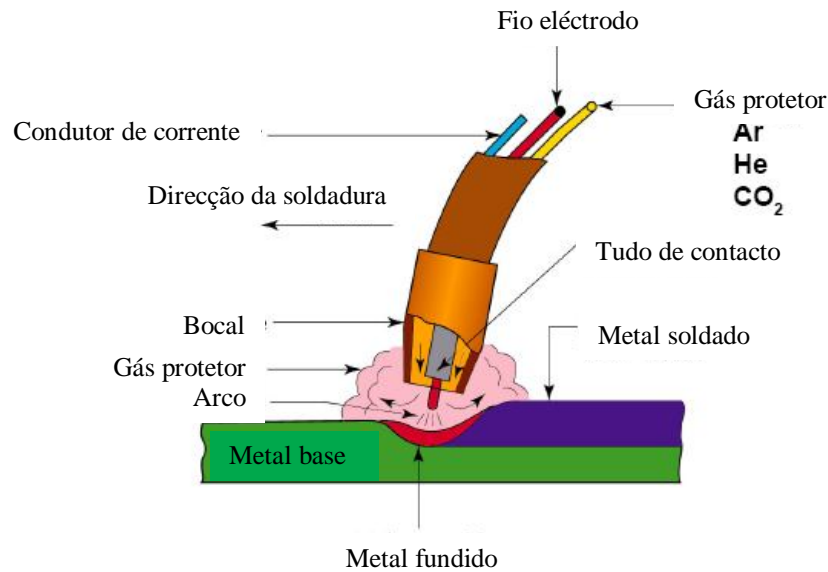
### 1.2.3 Processo de soldadura, MIG/MAG

A soldadura MIG (GMAW, nos EUA) é um processo de soldadura por arco eléctrico no qual se utiliza um fio eléctrodo consumível e de alimentação contínua, na ponta do qual se estabelece o arco eléctrico e uma protecção gasosa. O eléctrodo, o arco, a zona fundida e a peça a soldar são protegidas da contaminação atmosférica por um fluxo de gás activo (MAG) ou inerte (MIG) que passa através da tocha da soldadura (figura 1.7). [1]

Tabela 1.8 - Gases protectores mais utilizados.

Protecção	Gases utilizados
Activa	CO <sub>2</sub> ou Ar + CO <sub>2</sub> ou Ar + O <sub>2</sub> ou Ar + CO <sub>2</sub> + O <sub>2</sub>
Inerte	Ar ou He ou mistura dos dois

Este processo é aconselhado para espessuras acima dos 2,5 mm e é possível realizar soldaduras em vários passos, dependendo do tamanho do chanfro e do tipo de junta.



**Figura 1.7 - Esquema de uma soldadura MIG.** <sup>[32]</sup>

A variedade de metais que pode ser soldada com este processo é quase ilimitada, sendo apenas restringida pelas características de transferência do metal do fio para a peça.

Existem vários tipos de transferência do metal fundido, do electrodo para a peça. A ocorrência destes modos de transferência bem como a qualidade da soldadura é influenciada por diversos **parâmetros no processo de soldadura**, tais como:

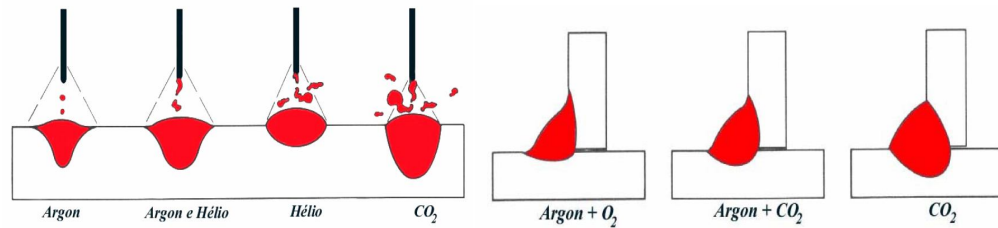
- a) Intensidade de corrente
- b) Tensão do arco (comprimento do arco)
- c) Velocidade de soldadura
- d) Extensão do electrodo
- e) Posição da tocha
- f) Diâmetro do electrodo
- g) Tipo de gás de protecção
- h) Polaridade

Cada um destes parâmetros influencia o tipo e a qualidade do cordão de soldadura e a obtenção de valores óptimos tem que ter em conta por exemplo o tipo e a espessura do metal base, a composição do electrodo, a qualidade pretendida, entre outros.

Normalmente o soldador apenas actua sobre a intensidade de corrente, tensão do arco e velocidade de soldadura mantendo, para cada caso as outras variáveis constantes.

Influência dos parâmetros:

- a) A intensidade da corrente de soldadura influencia o modo de transferência do metal e controla a taxa de fusão do eléctrodo consumível.
- b) A tensão do arco e o comprimento do arco são dependentes um do outro, embora os termos tenham significados diferentes. O seu aumento vai provocar uma maior largura do cordão, melhor molhagem e uma redução da penetração. Existe uma relação entre a tensão e a intensidade que deve ser respeitada para que o arco seja estável.
- c) A velocidade de soldadura é a velocidade de deslocação linear do arco eléctrico ao longo da junta. Tem influência na penetração e largura do cordão. Quanto maior é o seu valor, mais estreito se torna o cordão e vice-versa.
- d) A extensão do eléctrodo usualmente chamado “stick-out” é o comprimento do fio eléctrodo consumível fora do bico de contacto. Este, influencia a taxa de fusão do fio. Se aumentarmos o “stick-out” aumenta o calor por efeito de Joule, aumentando assim a taxa de fusão do fio.
- e) A posição da tocha de soldadura influencia a orientação do eléctrodo, a largura, a altura e a penetração do cordão e está relacionada com a posição de soldadura.
- f) O tipo e diâmetro do fio eléctrodo depende do tipo de material base, nas características (mecânicas e metalúrgicas) que se desejam, da espessura da chapa, da posição de soldadura, etc.
- g) A função principal do gás de protecção é evitar o contacto entre o banho de fusão e a atmosfera envolvente. Esta protecção é necessária devido ao facto da maior parte dos metais, à temperatura de fusão, terem tendência a formar óxidos quando em contacto com a atmosfera. Além da função protectora, o tipo de gás e o seu débito influenciam também as características do arco eléctrico, o modo de transferência, a geometria do cordão, o aspecto superficial, a limpeza, as características mecânicas e metalúrgicas do metal fundido. O efeito dos gases na morfologia dos cordões pode ser ilustrado na figura 1.8.



**Figura 1.8 - Efeito dos gases de protecção na morfologia dos cordões.** <sup>[32]</sup>

- h) A polaridade influencia a estabilidade do arco, a transferência do metal, a quantidade de salpicos, o aspecto e penetração do cordão. Geralmente utiliza-se, neste processo, polaridade inversa, ou seja, o eléctrodo está ligado ao pólo positivo. Tem como vantagem concentrar o calor resultando numa elevada eficiência térmica. <sup>[1]</sup>

### a) Imperfeições típicas

Os parâmetros escolhidos, a posição de soldadura (vertical, horizontal, sobre a cabeça, etc.), a geometria da peça e o tipo de difusão podem causar imperfeições bem como distorções. Na tabela 1.9 e na figura 1.9 podemos verificar algumas das imperfeições que podem surgir no processo de soldadura e que podem vir a ter implicações no que diz respeito à corrosão e às propriedades mecânicas das ligas.

**Tabela 1.9 – Imperfeições típicas na soldadura MIG.** <sup>[32]</sup>

<b>Imperfeição</b>	<b>Origem</b>
Faltas de fusão (colagens/penetração)	preparação; parâmetros
Porosidade	gorduras; humidade; falta de protecção; controlo de altura de arco
Inclusões de escória	limpeza; parâmetros
Bordos queimados	parâmetros; técnicas operatórias
Fissuração a frio/quente	problemas metalúrgicos

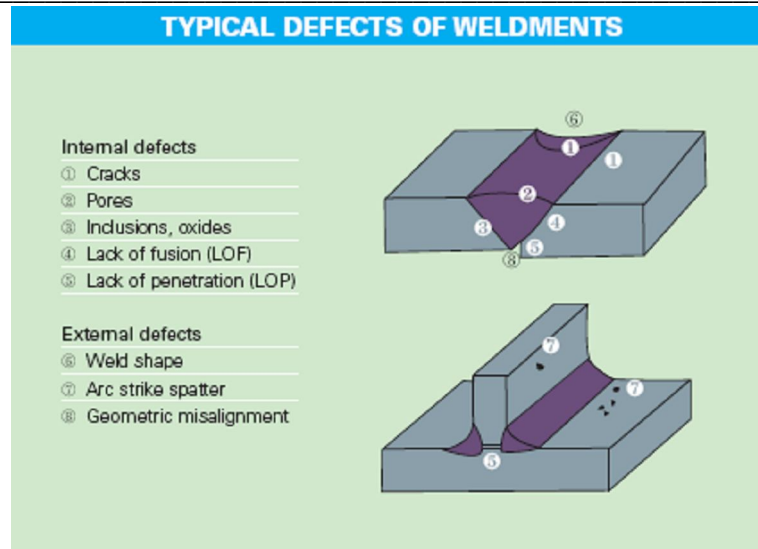


Figura 1.9 - Defeitos típicos nas soldaduras. [38]

## b) Efeito do Hidrogénio

O hidrogénio pode causar porosidades nas soldaduras de alumínio. Isto porque durante o

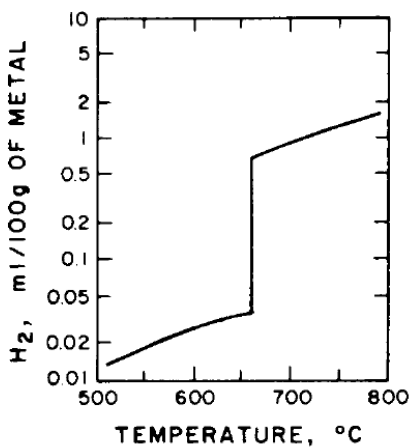


Figura 1.10 - Solubilidade do Hidrogénio no Alumínio. [31]

processo de soldadura existem várias fontes de hidrogénio tais como da humidade atmosférica, de gorduras presente na superfície da peça. O alumínio facilmente absorve este hidrogénio, sendo esta absorção mais fácil no estado líquido.

Podemos observar na figura 1.10 que a solubilidade do hidrogénio no alumínio aumenta drasticamente quando o alumínio se encontra no estado líquido. [31]

O hidrogénio, como outros gases, quando em excesso, irão causar porosidades na zona soldada. Estas porosidades contribuem para a redução de certas propriedades, nomeadamente a resistência mecânica, a ductilidade, a resistência à fadiga e a resistência à corrosão.

### 1.3 Corrosão

A corrosão representa uma forma complexa de deterioração dos materiais, devido à reacção química ou electroquímica desses mesmos materiais com o meio onde se situam. <sup>[15]</sup>

**Tabela 1.10 - Relação entre o estado natural e a tendência para a corrosão dos metais (a negrito, os elementos normalmente presentes nas ligas de alumínio estudadas).**

<p>Mais energia necessária para a sua produção</p> <p>↑</p> <p>↓</p> <p>Menos energia necessária para a sua produção</p>	<p><b>Magnésio</b></p> <p><b>Alumínio</b></p> <p><b>Zinco</b></p> <p><b>Crómio</b></p> <p><b>Ferro</b></p> <p><b>Níquel</b></p> <p>Estanho</p> <p>Chumbo</p> <p><b>Cobre</b></p> <p>Prata</p> <p>Platina</p> <p>Ouro</p>	<p>Mais activos em termos de corrosão</p> <p>↑</p> <p>↓</p> <p>Mais passivos (mais nobres)</p>
--	--	--

Embora o alumínio seja um material muito activo (veja-se a tabela 1.10), este, de uma forma geral, apresenta uma excelente resistência à corrosão. Tal, deve-se ao facto do alumínio se revestir de uma camada de óxido (alumina) que abranda a continuação da corrosão. Este óxido é muito impermeável, insolúvel e aderente e, se for danificado, será imediatamente renovado. Porém, em

meios cujo pH seja ácido ou muito básico poderá, esta camada tornar-se-á mais solúvel. Um dos iões mais agressivos é o cloreto (Cl<sup>-</sup>), existente em abundância no meio marinho.

A corrosão pode classificar-se de duas formas; húmida (também designada por molhada ou aquosa) e seca, dependentemente da humidade relativa do meio. Vamo-nos debruçar sobre a corrosão húmida, pois trata-se aqui do interesse no comportamento à corrosão em ambientes marítimos e, por outro lado, a corrosão seca em materiais estruturais só é normalmente importante a altas temperaturas. A corrosão húmida envolve soluções aquosas e, de uma forma mais abrangente, soluções electrolíticas (soluções que são condutoras iónicas). <sup>[15], [16]</sup>

### 1.3.1 Corrosão Electroquímica

A corrosão respeita a um processo electroquímico pois implica a existência de reacções anódicas (oxidação), catódicas (redução), a migração iónica (condução iónica) e a transferência de electrões das regiões anódicas para as regiões catódicas (condução eléctrica) como ilustrado na figura 1.11. [16],[38]

Estas reacções mencionadas no parágrafo anterior, podem escrever-se da seguinte

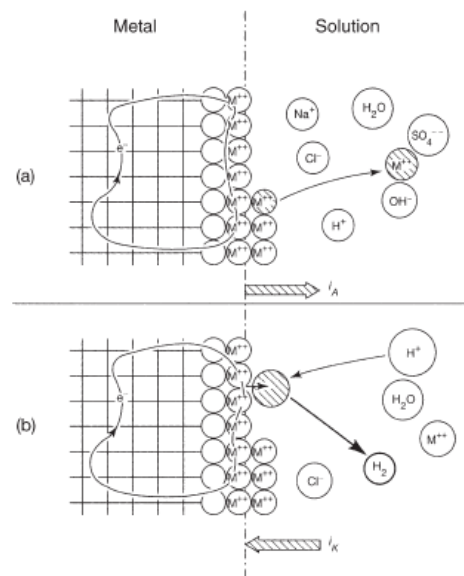
- $M \rightarrow M^{n+} + ne^{-}$  (reacção de oxidação)
- $X^{n+} + ne^{-} \rightarrow X_n$  (reacção de redução)

No caso do Al, em meios arejados, são:

- $Al \rightarrow Al^{3+} + 3e^{-}$
- $2H_2O + O_2 + 4e^{-} \rightarrow 4OH^{-}$

sendo a reacção global:

- $4Al + 6H_2O + 3O_2 \rightarrow 4Al(OH)_3$



forma:

**Figura 1.11 - Esquema representativo da corrosão electroquímica.** [16]

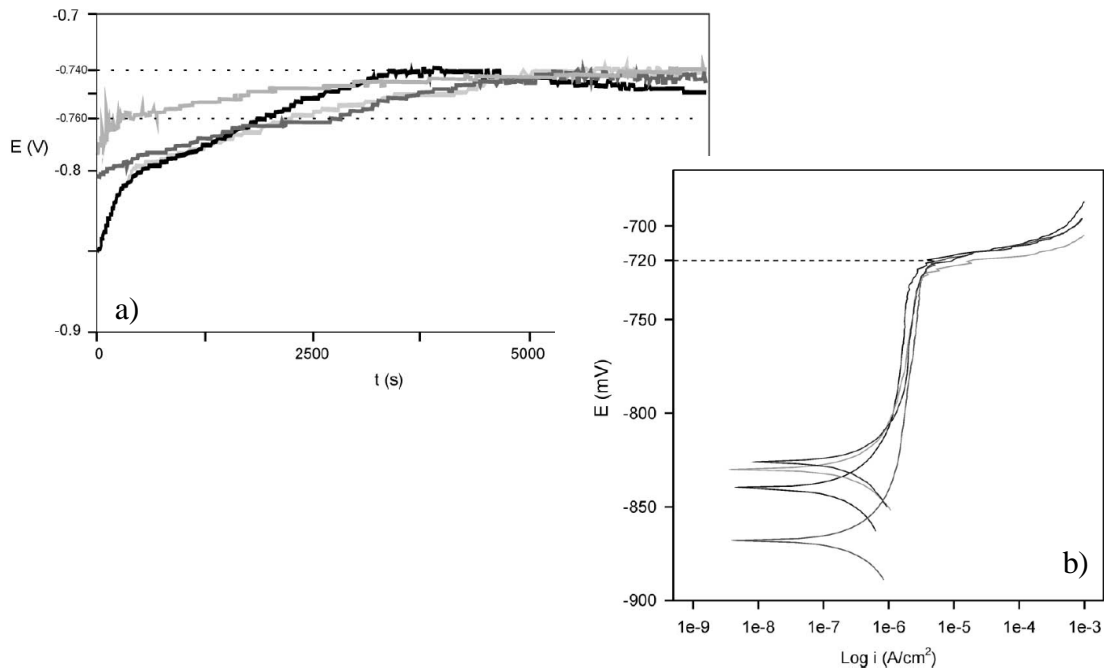
### 1.3.2 Ensaio de Corrosão em Solução de NaCl

Estudos realizados relativamente ao comportamento à corrosão de ligas de alumínio, nomeadamente para a liga AA5083 em soluções de 3,5% de NaCl, mostram que esta está relacionada com a distribuição de precipitados de Al(Mn, Fe, Cr) à superfície. [39]

Outros estudos mostram que na liga AA5083, em contacto com uma solução de 3,5% NaCl, em função do seu tratamento de superfície, podem surgir dois tipos de corrosão localizada: picadas hemisféricas e/ou cristalográficas (morfologias cristalograficamente dependentes da matriz).

Quando esta liga corrói livremente numa solução salina, desenvolve-se um processo de corrosão localizada, que parece estar relacionada com alguma actividade catódica em redor dos precipitados de Al(Mn, Fe, Cr), que resultam nas picadas hemisféricas. [40]

Apresenta-se, seguidamente, na figura 1.12, alguns resultados de estudos feitos por outros investigadores [39] que servirão para comparação com os resultados obtidos no presente trabalho.



**Figura 1.12- Exemplos de resultados obtidos numa amostra da liga AA5083 após 2h de imersão em 3,5% NaCl com uma área de exposição de  $1\text{cm}^2$ . [39] a) curvas de potencial de corrosão e b) curvas de polarização. (Eléctrodo de Referência de Ag/AgCl)**

No gráfico da figura 1.12 a) podemos apreciar que existe uma grande dispersão nos valores do potencial para os tempos iniciais mas, há medida que o ensaio prossegue, os valores tendem a convergir.

Analogamente, com o gráfico da figura 1.12 b) pode-se verificar a dispersão referida anteriormente nos valores de OCP, mas com razoável coerência na corrente de passivação (ligeiramente superior a  $10^{-6}$   $\text{A}/\text{cm}^2$ ) e no potencial de picada (cerca de -720 mV).

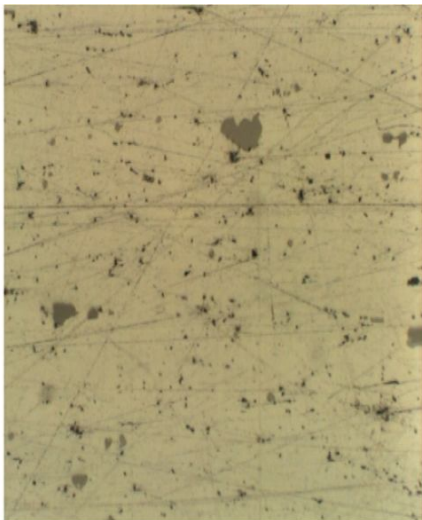
Na tabela seguinte apresenta-se alguns valores de parâmetros electroquímicos da liga em estudo.

$E_{\text{corr}}^0$ (mV)	$E_{\text{pit}}$ (mV)	$R_p$ (k $\Omega$ )
-858	-722	52.44
-806	-722	37.97
-840	-717	32.32
-868	-719	24.89
-760	-724	20.88
-797	-723	41.14
-826	-720	22.46
-859	-722	21.86
-830	-722	47.73
-879	-719	60.20
-882	-720	56.66
-878	-723	49.94
-880	-717	45.21
-881	-722	30.10
-888	-721	29.23
<i>Average</i>		
-850	-721	38.2

Sample area: 1 cm<sup>2</sup>.

**Figura 1.13** Parâmetros electroquímicos da liga AA5083 obtidos de testes de polarização anódica.<sup>[39]</sup>  
Significando  $E_{\text{corr}}^0$ ,  $E_{\text{pa}}$  e  $R_p$ , o valor do potencial de corrosão (OCP), o potencial de picada e a resistência de polarização, respectivamente.

Foi estudado por investigadores do médio oriente<sup>[41]</sup> a susceptibilidade à corrosão desta liga,



**Figura 1.14** - Imagem de uma microestrutura de uma liga de AA5083-H116 contrastada com 0,5% de ácido hidrofluorídrico (1000x).<sup>[41]</sup>

rica em Mg, comparativamente a uma liga de Al pouco ligada, a liga AA1100, em água do mar às temperaturas de 23°C e 60°C (ver figura 1.15 e tabela 2.3). Na figura 1.14, podemos ver uma microestrutura obtida por estes autores para a liga AA5083-H116 contrastada com 0,5% de ácido hidrofluorídrico. Observa-se que a microestrutura é caracterizada por partículas intermetálicas irregulares. Estas partículas intermetálicas foram atribuídas a precipitados de Al-Mg, Al(Si, Mg), Al-Mg-Cr e Al(Mn, Fe, Cr).<sup>[41]</sup>

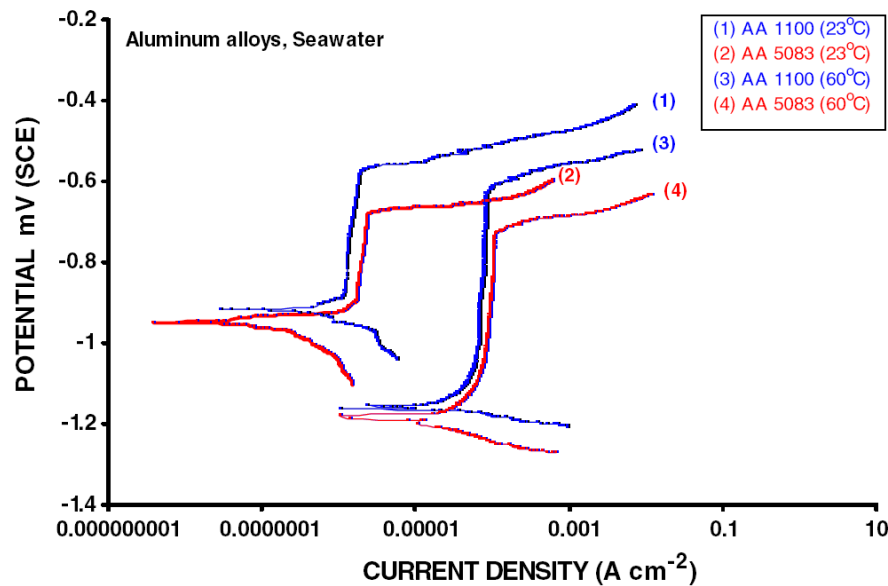


Figura 1.15 - Curvas de polarização potenciodinâmica de duas ligas de alumínio em água do mar a 23°C e 60°C (varrimento a 1mV/s).<sup>[41]</sup>

Tabela 1.11 - Potenciais de corrosão e de picada obtidas por curvas de polarização.<sup>[41]</sup>

Liga	Temperatura (°C)	$E_{\text{corr}}$ (mV <sub>SCE</sub> )	$E_{\text{pit}}$ (mV <sub>SCE</sub> )
AA 5083	23	-950	-680
	60	-1185	-725

Segundo estes autores, a liga AA5083 é mais susceptível à corrosão por picadas, e esse comportamento está relacionado com a grande concentração de Mg. Usualmente esta concentração é exibida sob a forma de precipitados contínuos e intergranulares (fase- $\beta$ ,  $\text{Al}_8\text{Mg}_5$ ). Os precipitados da fase- $\beta$  são anódicos à matriz Al-Mg, e a formação destes precipitados nas fronteiras de grão vai provocar um aumento da susceptibilidade à corrosão localizada.

Outras partículas intermetálicas e, em particular, o Al-(Mn, Fe, Cr) também vão ter um papel importante na corrosão por picadas em água do mar. Estas partículas têm um potencial catódico superior à matriz. Assim, desde que as partículas intermetálicas causem a redução do  $\text{O}_2$  vai haver um aumento local do pH, fazendo com que a alcalinização local, aliada a um efeito galvânico matriz/precipitado, cause um ataque mais intenso nessas interfaces, resultando na formação de picadas hemisféricas.<sup>[41]</sup>

### 1.3.3 Espectroscopia de impedância electroquímica

A espectroscopia de impedância electroquímica (EIS, do inglês *Electrochemical Impedance Spectroscopy*) pode ser considerada uma técnica de caracterização cinética dos sistemas electroquímicos.

Esta técnica, através de meios puramente eléctricos, é capaz de estudar processos cujas constantes de tempo variam ao longo e em várias ordens de grandeza. O seu carácter estacionário permite que cada medida seja o resultado de uma média de valores, obtendo-se assim elevados níveis de precisão, acrescentando-se que a larga banda de varrimento dos actuais instrumentos de medida torna possível o estudo de uma vasta gama de processos interfaciais. Como tal, é especialmente adequada a utilização desta técnica nos estudos no domínio da corrosão, visto ser um sistema cujo comportamento depende de vários processos ocorrendo a diferentes velocidades. No entanto, a maior vantagem desta técnica é o facto de permitir avaliar o processo corrosivo sem perturbar significativamente o seu desenvolvimento.

Esta técnica consiste basicamente na aplicação de uma pequena perturbação no sistema, sob a forma de uma onda sinusoidal de potencial

$$V(t) = V_0 \sin \omega t$$

em que  $V_0$  é a amplitude e  $\omega$  a frequência angular, em que a corrente do sistema se traduz em

$$I(t) = I_0 \sin(\omega t + \phi)$$

em que  $I_0$  é a amplitude do sinal de corrente e  $\phi$  a diferença de fase entre os dois sinais.

A impedância  $Z$  do sistema será dada por:

$$Z = \frac{V}{I} = \frac{V_0 \sin \omega t}{I_0 \sin(\omega t + \phi)}$$

A análise dos resultados da impedância permite representar a interface do sistema segundo um circuito equivalente com os seus elementos devidamente quantificados. Ou seja, em princípio, qualquer célula electroquímica pode ser representada por um circuito eléctrico. Assim, a interface eléctrodo/electrólito na qual ocorra uma determinada reacção electroquímica será comparável a um circuito eléctrico, formado por um conjunto de resistências, condensadores e indutores. Com esta analogia torna-se possível a caracterização electroquímica através do circuito eléctrico equivalente ajustado às medições efectuadas. <sup>[44]</sup>

### a) Circuito básico para reacções de corrosão

No caso mais simples de uma reacção de corrosão,  $Ox + ne^- \longleftrightarrow Red$ , envolvendo apenas um processo de transferência de carga, a impedância do sistema poderá ser caracterizada por três elementos; a resistência óhmica, capacidade de dupla camada (condensador) e a resistência à transferência de carga.

A resistência óhmica pode ser definida como a soma da resistência do electrólito (solução) com a resistência de uma eventual camada ou filme resistivo sobre o metal.

A dupla camada electroquímica, formada devido à separação das cargas nos dois lados da interface metal-electrólito, comporta-se como um condensador de placas paralelas, permitindo, através de sucessivas cargas e descargas, a passagem de corrente de uma forma descontínua.

Através de cálculos e/ou *software* adequado podemos fazer equivaler às curva EIS (representadas aqui pelos diagramas de Nyquist, ver figura 1.16) um circuito equivalente.

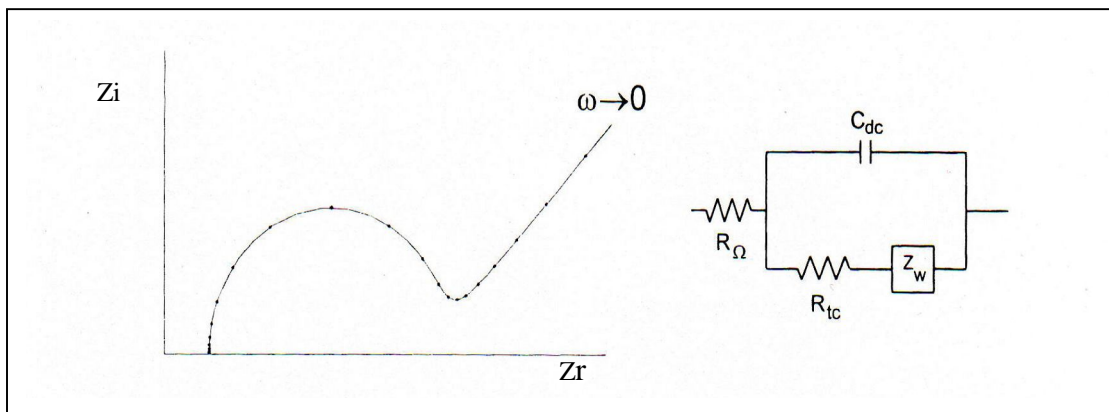
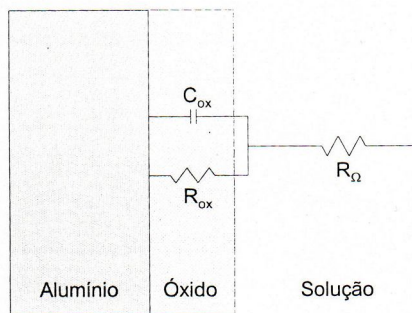


Figura 1.16 - Diagrama de Nyquist e circuito eléctrico equivalente. <sup>[44]</sup>

Neste exemplo, nas maiores frequências surge um semi-círculo correspondente ao processo de transferência de cargas, enquanto que nas menores frequências corresponde uma linha recta sensivelmente a 45°.

Como o nosso interesse centra-se nas ligas de alumínio, apresenta-se um modelo, o mais simples, relativo a um alumínio não anodizado (figura 1.17) e correspondente a uma superfície completamente coberta com uma película de óxidos, que apenas inclui a contribuição da resistência da solução e a capacidade e resistência do filme.



**Figura 1.17- Modelo de interface e circuito equivalente para um metal completamente coberto por um filme passivo.** <sup>[44]</sup>

Estes modelos tendem a tornarem-se mais complexos quando, no decorrer da corrosão, se desenvolvem heterogeneidades como, por exemplo, picadas. <sup>[44]</sup>

## 2 Materiais e métodos de ensaio

### 2.1 Composição elementar das ligas usadas

A liga AA5083 foi caracterizada quimicamente com um espectrómetro de emissão por faísca *Baird Spectrovac 2000*, segundo as normas PD 05.4/009; PD 05.4/011; PD 05.4/012. Na tabela seguinte encontram-se os resultados das referidas análises. As quantificações realizadas mostram que os teores dos elementos de liga observados para a liga AA5083 estão de acordo com os limites especificados (ver tabela 1.4 da página 6).

**Tabela 2.1 - Análise química às ligas de Al utilizadas.**

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
<b>AA5083</b> % (m/m)	0,12	0,30	0,04	0,53	4,4	0,08	<0,01 (LQ)	0,02	Restante
<b>E5356</b> % (m/m)	<0,25	<0,40	<0,20	0,05-0,20	4,5-5,5	0,05-0,20	<0,10	0,06-0,20	Restante

**Nota:** a liga E5356 não foi analisada quimicamente, mas repetem-se aqui os valores impostos na sua especificação.

### 2.2 Preparação dos provetes

A preparação dos provetes foi executada nos estaleiros de construção naval do Arsenal do Alfeite e genericamente teve em conta as seguintes fases descritas no anexo II:

- Corte das chapas a soldar.
- Soldadura pelo processo MIG, topo-a-topo, das chapas das ligas 5083-5083 e soldadura em T das ligas 5083-6082. O material de adição foi a liga ALMG5-AA5356. Algumas das soldaduras foram efectuadas com condições de temperatura e humidade relativa controladas - ensaios em estufa.
- Maquinação dos espécimes.
- Ensaios não destrutivos (rX). Todos os provetes soldados topo-a-topo foram sujeitos a ensaios radiográficos para pesquisa de eventuais porosidades ou zonas com falta de fusão. Para este trabalho foi apenas pesquisadas eventuais porosidades, pois estes

ensaios de rX têm também como objectivo rejeitar soldaduras com certos e determinados tipos e dimensões de defeitos.

**Tabela 2.2 - Identificação de provetes e parâmetros de soldadura.**

Identificação dos provetes	Identificação dos espécimes	Dimensão (mm)	Parâmetros de soldadura (valores médios entre os vários passos)				
			Tensão (V)	Intensidade de corrente (A)	Velocidade do fio eléctrodo (m/min)	Temperatura média (°C)	Humidade relativa (%)
NTT600	NTT601	60X60	22,5	110	7,3		
	NTT601						
	NTT603						
ETT600	ETT601	60X60	19,6	110	7,1	35	33
	ETT602						
	ETT603						
NTT1000	NTT1001	60X60	24,3	160	10,0		
	NTT1002						
	NTT1003						
ETT1000	ETT1001	60X60	21,8	150	9,5	36	33
	ETT1002						
	ETT1003						
NT600	NT601	60X60X50	24,7	139	9,0		
	NT602						
	NT603						
ET600	ET601	60X60X50	21,0	141	9,0		
	ET602						
	ET603						

**N** – Soldadura executada em condições normais de igual forma ao fabrico das embarcações.

**E** – Soldadura executada numa estufa com temperatura e humidade avaliada.

**TT** – Soldadura topo-a-topo.

**T** – Soldadura em T

**600** – espessura da chapa do provete = 6mm

**1000** – espessura da chapa do provete = 10mm

As amostras preparadas em **estufa** e em **T** não foram utilizadas no presente estudo. O interesse nas amostras preparadas em estufa era reduzido dado este tipo de preparação não ser normalmente utilizado nas estruturas fabricadas no Alfeite. As amostras em T, cedo se revelaram demasiado complexas para os objectivos propostos. Assim, para o presente estudo foram só tidas em conta as amostras soldadas topo-a-topo.

O equipamento utilizado na manufactura dos provetes será referido nos respectivos anexos.

## **2.3 Preparação e caracterização metalográfica**

A preparação metalográfica tem como objectivo a preparação das superfícies das amostras para posterior observação macroscópica e microscópica. Em geral, a preparação metalográfica passa pelo polimento das superfícies a observar até à condição de espelhada, no nosso caso até  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$  com pasta de diamante.

Convém aqui acrescentar que na sua maioria os ensaios efectuados, incluindo os ensaios electroquímicos, microdurezas e elipsometria de que falaremos mais adiante, impõem uma superfície lisa, pelo que os provetes soldados foram seccionados transversalmente e uma das secções transversais polida para as posteriores medições. Assim, a maioria dos ensaios realizados neste estudo não envolve as superfícies expostas ao meio quando estes componentes estão em serviço, mas sim as suas secções transversais.

Em algumas situações para as observações microscópicas efectuou-se, após polimento da superfície (até à condição de espelhada), um ataque químico para a sua contrastação (micro)estrutural. As soluções experimentadas foram:

- Solução aquosa de NaOH a 10%
- **Reagente de Keller** <sup>[30]</sup>: 2 ml HF (48%), 3ml HCL (conc.), 5ml HNO<sub>3</sub> (conc.), 190ml H<sub>2</sub>O
- **Reagente de Poulton modificado**: 30ml HCL (conc.), 40 ml HNO<sub>3</sub> (conc.), 2,5ml HF (48%), 12g CrO<sub>3</sub>, 42,5ml H<sub>2</sub>O

Os detalhes do procedimento adoptado, encontram-se no anexo II.

## **2.4 Ensaios de microdureza**

Os ensaios de microdurezas (Vickers) foram os primeiros ensaios, propriamente ditos, a serem realizados. Estas medições tiveram como principal intenção verificar se havia alguma alteração significativa na dureza entre o material base e o cordão de soldadura.

As medições foram efectuadas num microdurómetro *Durimet da Leitz* do laboratório de metalurgia do DCM-FCT-UNL utilizando uma carga de 200 g (ilustração nas figuras 2.1 e 2.2). As durezas foram efectuadas perpendicularmente ao cordão de soldadura sobre uma secção transversal, polida até  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$ , em um dos provetes soldados.



Figura 2.1 - Montagem do ensaio de microdurezas.

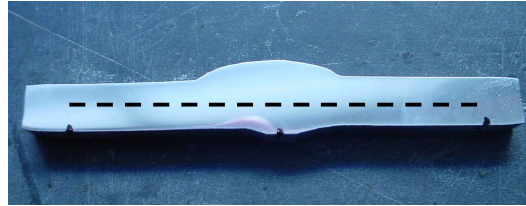


Figura 2.2 - Esquema das identações efectuadas no ensaio de microdurezas.

## 2.5 Ensaio Electroquímicos

### 2.5.1 Breves noções

Neste tópico e no que diz respeito aos ensaios electroquímicos, foram realizados ensaios de potencial de circuito aberto, **voltametria cíclica** e de **impedância electroquímica**. Estes ensaios foram realizados num Voltalab 10 da Radiometer Analytical, munido de um eléctrodo de referência (calomelanos) e de um eléctrodo auxiliar (platina). Para a generalidade dos ensaios electroquímicos, utilizaram-se células em acrílico, construídas no DCM.

No anexo I são descritos, genericamente, os modos de corrosão electroquímica. Estes ensaios servem para avaliar de uma forma relativamente expedita o comportamento electroquímico de um par material/meio.

Pensemos num metal imerso numa solução aquosa, constituindo este o eléctrodo de trabalho na célula. Para que haja, por exemplo, alguma dissolução do metal por oxidação, será preciso que na sua vizinhança exista um outro eléctrodo como auxiliar na polarização do eléctrodo de trabalho, no qual se desenvolverá o processo “inverso”. Ou seja, para que haja uma reacção de oxidação terá que haver uma outra de redução. Esse segundo eléctrodo, quimicamente inerte,

é o designado por eléctrodo auxiliar, geralmente composto por um fio em Pt. O potencial do eléctrodo de trabalho é avaliado e controlado por um terceiro eléctrodo, o eléctrodo de referência, não polarizado, cujo potencial está bem definido.

Este terceiro eléctrodo foi nas nossas medições do tipo *calomelanos*\*. O potencial deste eléctrodo deverá ter um valor estável e reproduzível em relação ao eléctrodo padrão, o eléctrodo de hidrogénio. Esse valor é de +0,244 V. Os nossos resultados, valores do potencial electroquímico registados, serão referidos a esse eléctrodo de referência.

A acção electroquímica pode decompor-se em três processos:

- 1) Processo anódico – envolve reacções de oxidação que conduzem à passagem de iões à solução, retirando electrões ao metal.
- 2) Processo de transporte de electrões e aniões – do ânodo para o cátodo através de um condutor metálico e deslocamento dos aniões na solução.
- 3) Processo catódico – envolve reacções de redução à custa dos electrões chegados ao cátodo, conduzindo normalmente à formação de gases ou depósitos metálicos.

Basicamente, nos ensaios electroquímicos, pretende-se avaliar a resposta, em termos da quantidade de cargas transportadas entre os processos anódico e catódico, traduzidas por uma densidade de corrente (corrente eléctrica por unidade de área) relativamente ao eléctrodo de trabalho, em função do potencial, desenvolvido ou aplicado, ao longo de um dado período de tempo. <sup>[17]</sup>

## 2.5.2 Optimização das condições de ensaio

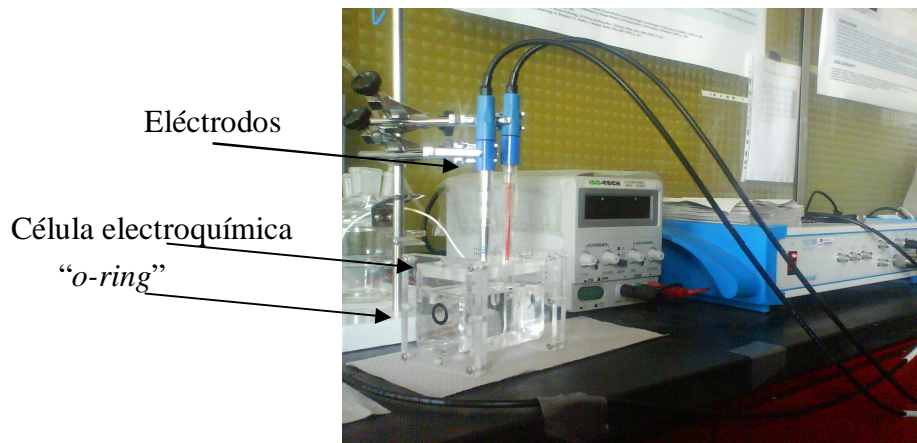
A célula electroquímica utilizada (como se pode ver na figura 2.3) dispõe de orifícios laterais que servem para delimitar a área molhada do material a testar. Esses orifícios são circulares e podem, nas células disponíveis, tomar 3 diâmetros (entre parêntesis indicam-se as áreas expostas,  $A = \pi \cdot r^2$ ):

---

\* Eléctrodo de Calomelano (SCE):  
 $2 \text{Hg} (l) + 2 \text{Cl}^- \rightarrow \text{Hg}_2\text{Cl}_2 (s) + 2e^-$   
 $E_H (25^\circ\text{C}) = + 0,244 \text{ V}$   
 $E_H, \text{Hg}_2\text{Cl}_2 / \text{KCl} (\text{solução saturada})$

$\varnothing_1 = 3,50 \text{ mm}$  ( $A_1 = 9,62 \text{ mm}^2$ ),  
 $\varnothing_2 = 6,10 \text{ mm}$  ( $A_2 = 29,22 \text{ mm}^2$ ) e,  
 $\varnothing_3 = 12,45 \text{ mm}$  ( $A_3 = 121,74 \text{ mm}^2$ ).

Os diâmetros internos dos “o-rings” (vedantes de borracha circulares que delimitam a secção útil dos orifícios) foram medidos recorrendo a uma craveira.

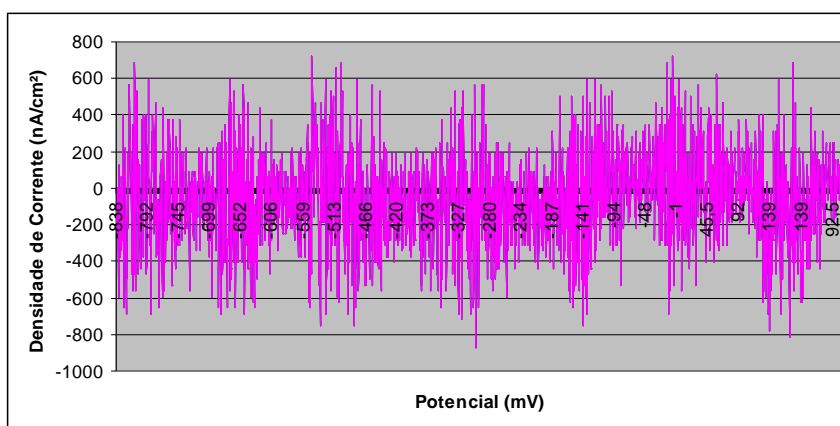


**Figura 2.3 - Montagem utilizada nos ensaios electroquímicos em que se destaca a célula utilizada.**

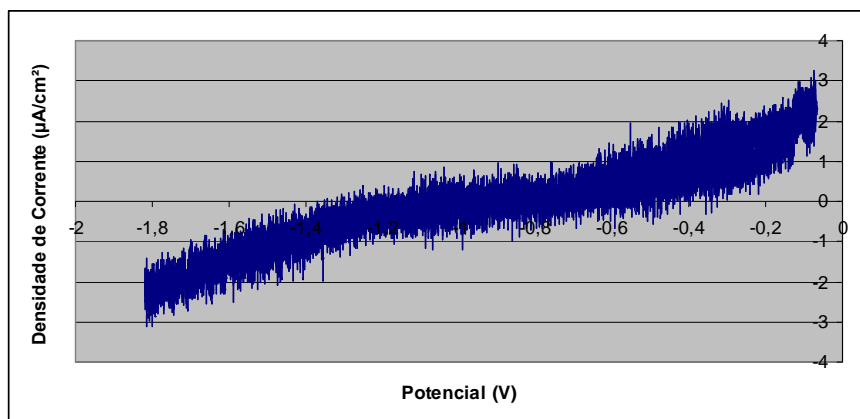
No que diz respeito ao material testado, só foram preparadas amostras de chapas soldadas com espessuras de 6 mm e 10 mm. Deste modo, foram só testados dois dos diâmetros possíveis dos “o-rings”, o  $\varnothing_1$  e o  $\varnothing_2$ , (o “o-ring” com diâmetro  $\varnothing_3$  apresenta um diâmetro superior à espessura da zona seccionada das amostras). Os primeiros ensaios as superfícies a experimentar sobre as secções transversais, foram realizados nas superfícies polidas até  $\frac{1}{4} \mu\text{m}$  em pasta de diamante. A liga utilizada para estes testes foi a AA5083.

Ao iniciar estes testes, utilizando o diâmetro menor dos “o-rings” sobre superfícies polidas até  $\frac{1}{4} \mu\text{m}$ , verificou-se que o sinal nos ensaios de voltametria apresentavam pouco ruído (flutuações de corrente na ordem dos  $\text{nA/cm}^2$ ), no entanto, não reproduziam uma curva de polarização típica ( $I=f(V)$ ). Assim, para além da dimensão da área molhada (diâmetro do orifício) experimentou-se outras condições de polimento. Para esse efeito, testou-se, para além do polimento fino (até pasta diamante com  $\frac{1}{4} \mu\text{m}$ ), um polimento ligeiramente mais grosseiro (até à lixa com granulometria 4000 *mesh*, cerca de X  $\mu\text{m}$ ).

Com o polimento mais fino (pasta de diamante com  $\frac{1}{4} \mu\text{m}$ ), e em ambos os diâmetros testados, verificou-se, embora com relativamente pouco ruído, uma não reprodução do andamento esperado para uma típica curva de voltametria (vejam-se as figuras 2.4 e 2.5). A repetição dos ensaios com um polimento menos fino (pasta de diamante com  $\frac{1}{2} \mu\text{m}$ ), experimentando ambos os “O-rings”, também permitiu constatar pela sua baixa reprodutibilidade.



**Figura 2.4 - Resultados de voltametria com o diâmetro menor ( $\text{Ø}_1$ ) do “o-ring” e para o polimento mais fino.**



**Figura 2.5 - Resultados de voltametria com o polimento fino com o diâmetro médio ( $\text{Ø}_2$ ) do “o-ring”.**

Com o polimento mais grosseiro e utilizando o “o-ring” de menor diâmetro ( $\text{Ø}_1$ ), o sinal melhorou, já se vislumbrava o andamento típico de uma curva de polarização (fig. 2.6), mas mantinha-se, ainda, um ruído relativamente elevado, provavelmente em resultado das baixas densidades de corrente envolvidas (na ordem dos  $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ ).

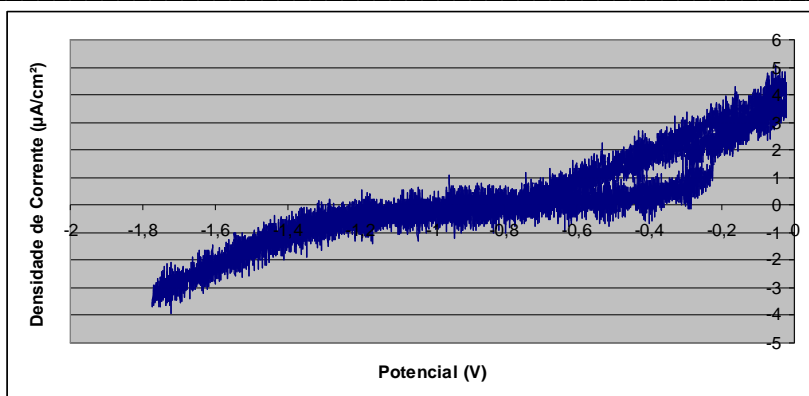


Figura 2.6 – Curva I(V) para o polimento mais grosseiro e menor diâmetro do “o-ring” ( $\text{Ø}_1$ )

Por fim, com um polimento mais grosseiro (lixas SiC com 4000 *mesh*) e com o diâmetro médio ( $\text{Ø}_2$ ), o ruído foi relativamente reduzido e a curva de voltametria apresentava-se já trabalhável (fig. 2.7).

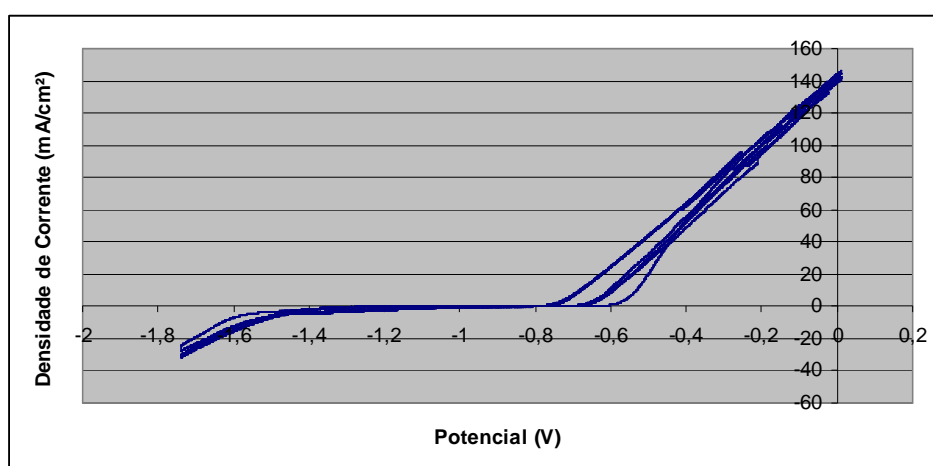


Figura 2.7 - Curva I(V) para o polimento mais grosseiro e diâmetro médio do “O-ring” ( $\text{Ø}_2$ ).

Estas verificações permitiram estabelecer como condições de ensaio de voltametria adequadas: o orifício de diâmetro médio ( $\text{Ø}_2=6,10$  mm) e o polimento mais grosseiro (4000 *mesh*). Como o diâmetro médio ( $\text{Ø}_2$ ) é superior a 6 mm teve-se que limitar os ensaios electroquímicos às amostras constituídas pelas chapas com 10 mm de espessura .

No que se refere aos diâmetros dos “o-rings”, a explicação para o comportamento observado pode atribuir-se à insuficiente sensibilidade do aparelho nas correntes mais baixas (na ordem dos nano e microamperes). As baixas correntes, concretamente as baixas razões sinal/ruído, são observadas quando as áreas de trabalho são demasiado reduzidas.

Relativamente ao tipo de polimento, uma eventual explicação para a pouca reprodutibilidade de resultados nas amostras sujeitas aos polimentos mais finos ( $\frac{1}{4}$  e  $\frac{1}{2}$   $\mu\text{m}$ ), parece residir na dificuldade em garantir um polimento uniforme (por microscopia óptica destacam-se sempre alguns riscos, mais profundos, sobre a superfície espelhada). Essas regiões mais riscadas podem potenciar, prematuramente, mas sobretudo irregularmente, algumas picadas. Numa superfície menos polida, mas mais uniforme, essas irregularidades perdem importância.

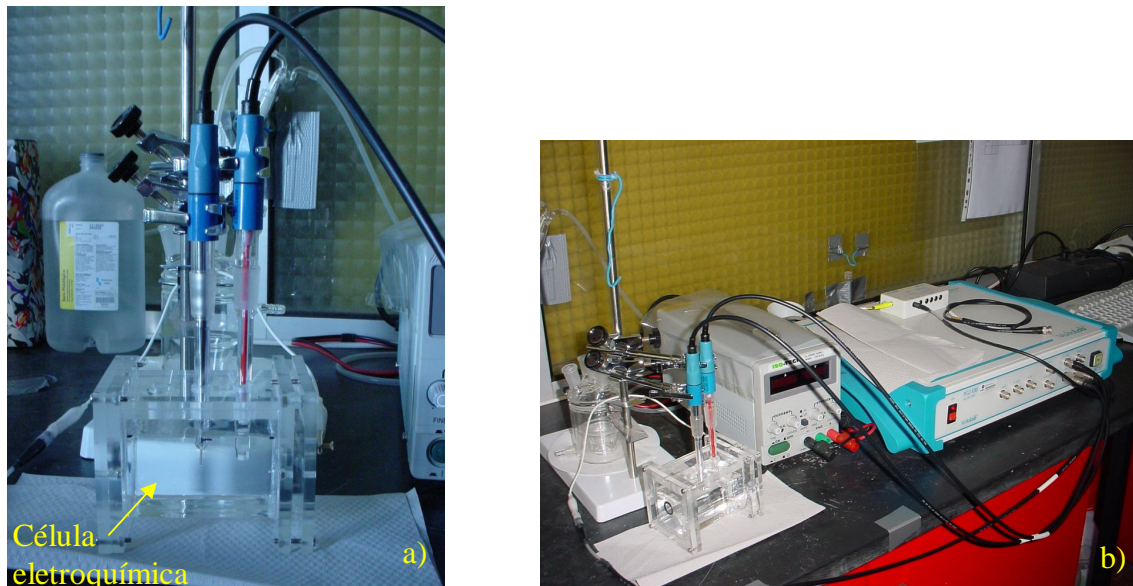


Figura 2.8 - Montagem nos ensaios electroquímicos efectuados a) célula electroquímica e b) montagem completa.

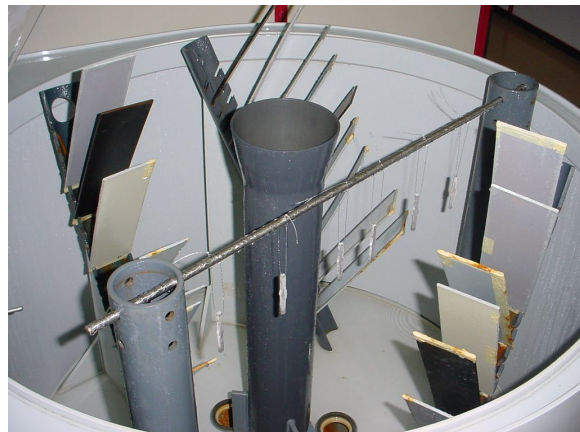
## 2.6 Ensaios em nevoeiro salino neutro

Os ensaios em atmosferas de nevoeiro salino a pH neutro foram realizados nas câmaras *ERICHSEN* 606 de nevoeiro salino do LTR/DMTP – INETI (figuras 2.9 e 2.10), tendo em conta a norma ASTM B117 (2007) nas seguintes condições:



**Figura 2.9 - Câmara de ensaios de nevoeiro salino, ERICHSEN.**

- Concentração da Solução salina - 5% NaCl
- Pressão do ar comprimido - 0,83 a 1,24 bar
- Temperatura - entre 35°C + 1,1 °C e 35°C - 1,7 °C
- Caudal da solução atomizada - 1 a 2 ml/h
- pH da solução colectada - entre 6,5 e 7,2



**Figura 2.10 - Amostras dentro da câmara ERICHSEN.**

## **2.7 Microscopia**

### **2.7.1 Microscopia óptica**

As observações em microscopia óptica (MO) foram realizadas no microscópio óptico *DMI 5000M* da *LEICA* instalado no I3N/CENIMAT (figura 2.11). As observações registadas foram realizadas por iluminação em campo claro.



**Figura 2.11 - Microscópio óptico LEICA DMI 5000M.**

## 2.7.2 Microscopia electrónica de varrimento

O equipamento utilizado para a microscopia electrónica de varrimento (SEM) foi um DSM 962 da Zeiss com análise elementar por EDS, instalado no I3N/CENIMAT (figura 2.12). O microscópio encontra-se munido de detectores para electrões secundários e para electrões retrodifundidos, permitindo estes últimos a obtenção de imagens com elevado contraste de número atómico.



**Figura 2.12 – Microscópio electrónico de varrimento do CENIMAT/I3N.**

## 3 Resultados

Foram efectuados vários ensaios para avaliar a resistência à corrosão das ligas AA5083 em zonas sujeitas a soldadura MIG.

Essencialmente, os ensaios realizados pretenderam estabelecer critérios comparativos da resposta química do material, dentro e fora do cordão, em meios salinos.

Basicamente, estes ensaios resumiram-se a testes electroquímicos (voltametria e impedância) e à exposição em câmaras de nevoeiro salino. Complementarmente, alguns dos provetes testados foram observados por microscopia óptica e electrónica, de modo a relacionar a resposta eletroquímica com as especificidades das suas microestruturas.

### 3.1 *Caracterização do material de partida*

#### 3.1.1 Microscopia óptica

As micrografias seguintes (figuras 3.1 e 3.2) mostram a microestrutura observada para um provete em liga Al-Mg 5083 com a espessura de 6 mm, soldado topo a topo pelo processo MIG. A preparação metalográfica consistiu no polimento até qualidade espelhada (processo concluído com polimento em pasta de diamante de  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$  de granulometria) e contrastação com o reagente de Keller de uma secção transversal dos provetes, perpendicular ao cordão de soldadura. A contrastação inicial, cerca de 8 seg. (tal como sugerido na referência <sup>[30]</sup>) verificou-se insuficiente. A contrastação foi então sucessivamente incrementada, até um tempo de imersão no reagente perfazendo 2,5 minutos.

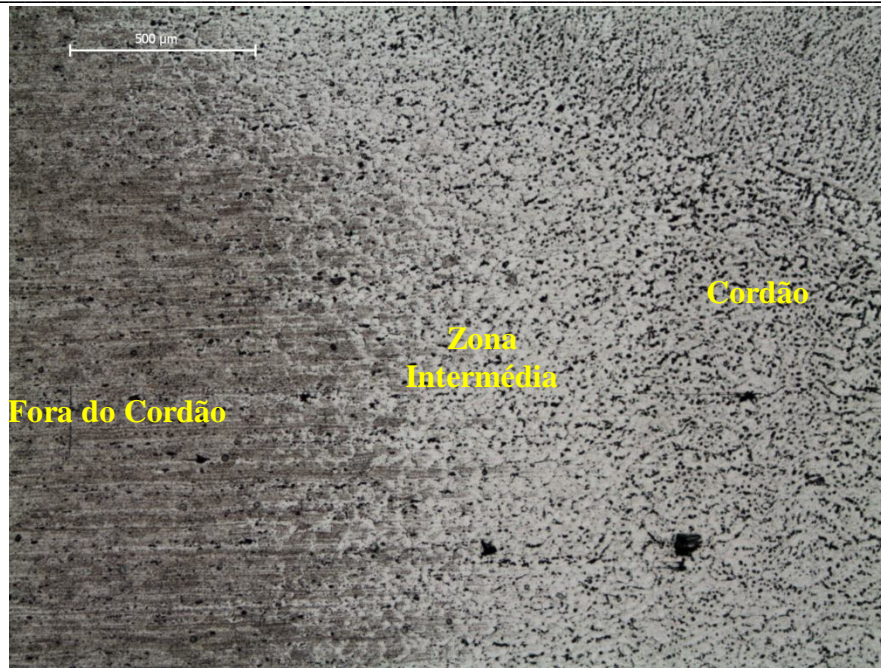


Figura 3.1 - NTT602, imagem de MO (campo claro) obtida com uma objectiva de 5X, centrada na zona intermédia do cordão (contrastada com reagente Keller).

Na imagem anterior evidenciam-se 3 regiões relativamente distintas. À esquerda, uma região mais escura (sobre atacada), no centro uma região de transição, com cerca de 500 μm, entre o metal base e o cordão, que iremos designar por zona intermédia e, à direita, o cordão de soldadura.

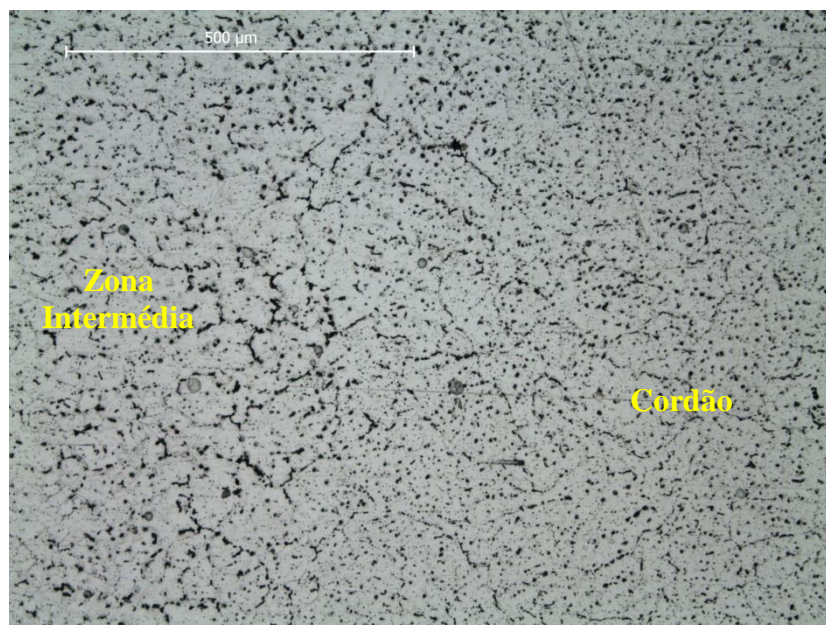


Figura 3.2 - Amostra NTT602, imagem MO obtida com uma objectiva de 10X, mas um pouco mais para o interior do cordão relativamente à imagem anterior (contrastada com reagente Keller).

Na figura 3.2, imagem de maior ampliação, conseguem-se observar alguns alinhamentos que sugerem precipitados e/ou microporosidades intergranulares, realçados pela contrastação. Estes parecem definir os contornos de grão na região do cordão e da zona intermédia. A dúvida na distinção entre precipitados e porosidades, prende-se com o facto de algumas porosidades poderem ter sido criadas durante a preparação metalográfica, por arranque de alguns dos precipitados mais grosseiros. Na região mais próxima do cordão da zona intermédia, essa precipitação parece ser menos densa, embora mais grosseira.

Registaram-se também as microestruturas das 3 zonas a maior ampliação. Aqui a zona 2 foi sub-dividida em 2 regiões 2A e 2B.

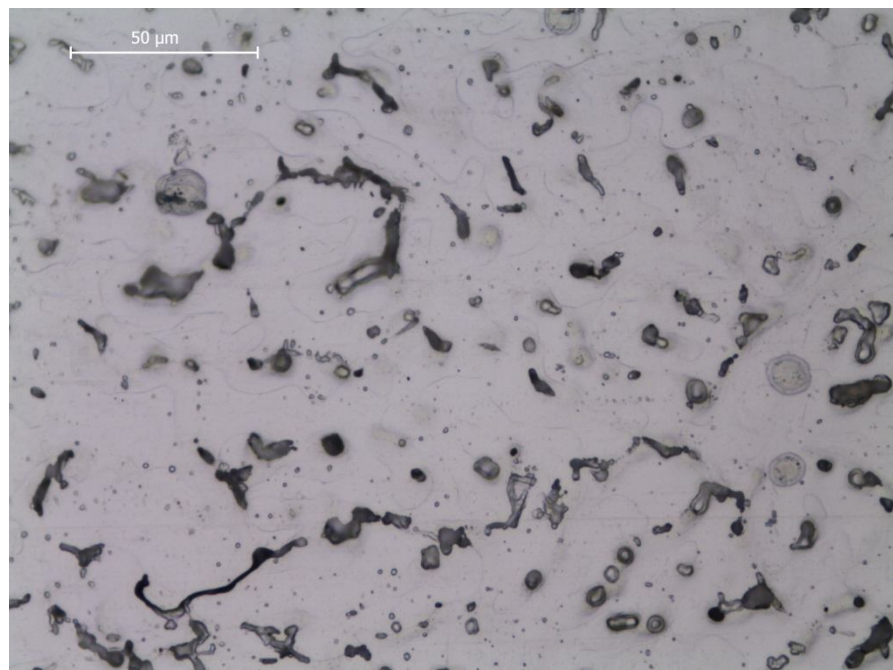
Para facilitar a identificação das diferentes regiões consideradas no estudo, atribuiu-se a cada uma das zonas uma designação numérica, respectivamente.

Zona 1 – Região do cordão (figura 3.3).

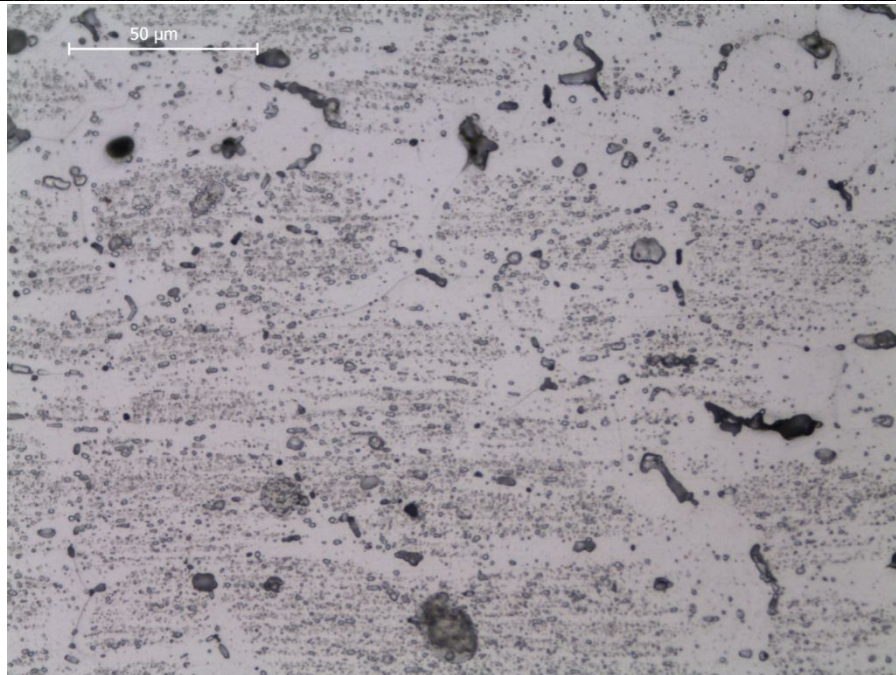
Zona 2A – Região intermédia com fusão incompleta (figura 3.4).

Zona 2B – Região intermédia mais afastada do cordão (figura 3.5).

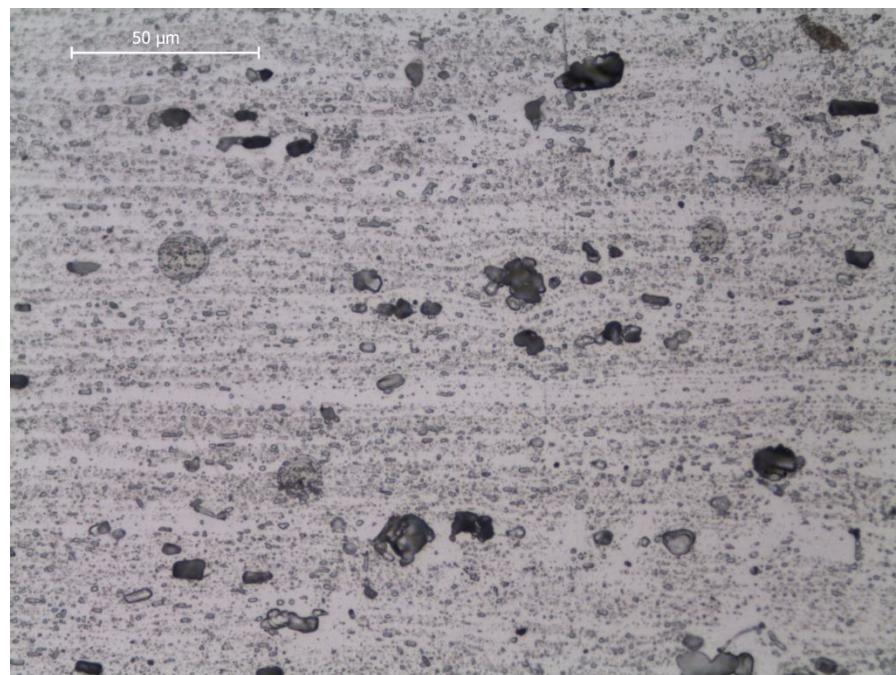
Zona 3 – Região mais afastada do cordão e, aparentemente, não afectada (figura 3.6).



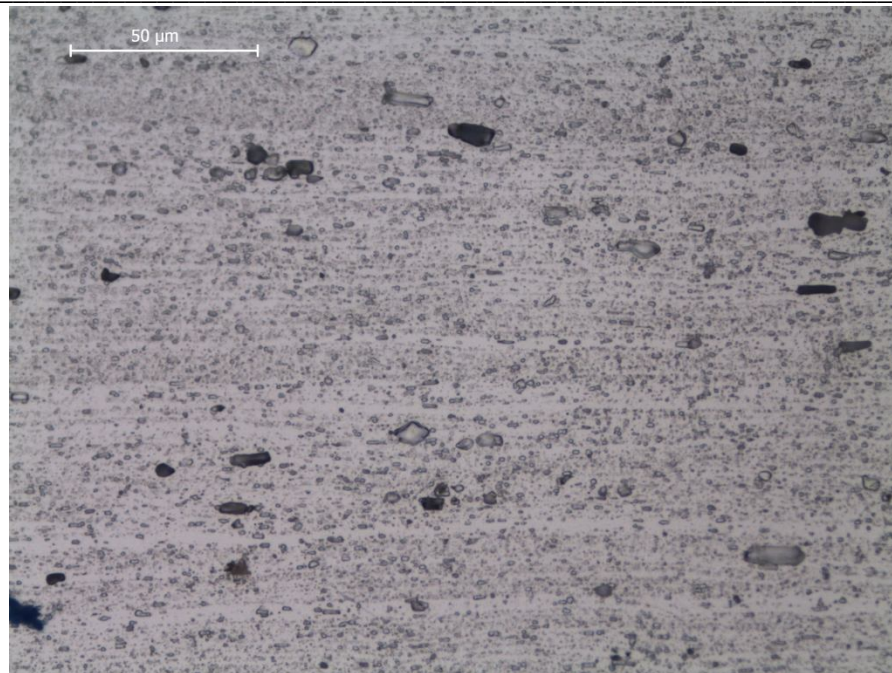
**Figura 3.3 – Imagem MO da amostra NTT602 com a objectiva de 50X na zona 1 (contrastada com reagente Keller).**



**Figura 3.4 – Imagem MO da amostra NTT602 com a objectiva de 50X na zona 2A (contrastada com reagente Keller). Observa-se regiões que sugerem uma maior dissolução dos precipitados menores.**



**Figura 3.5 - Imagem MO da amostra NTT602 com a objectiva de 50X na zona 2B (contrastada com reagente Keller). Observam-se, para além de precipitados/porosidades mais grosseiros, uma distribuição de pequenos precipitados alinhados segundo a direcção de laminagem da chapa de alumínio.**

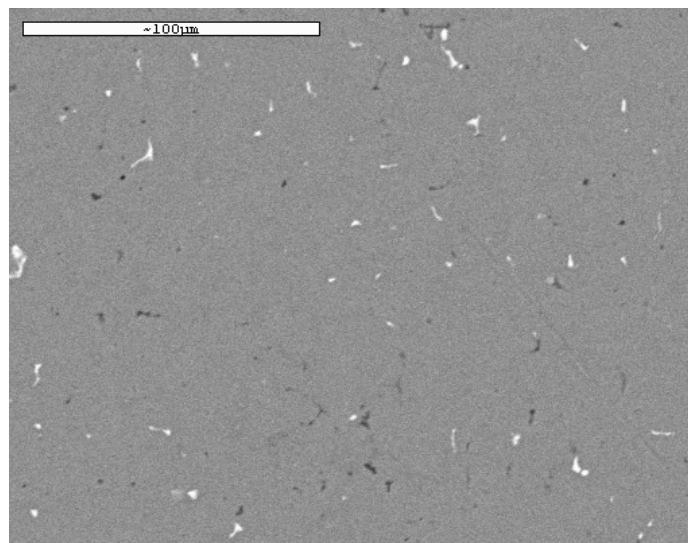


**Figura 3.6 - Imagem MO da amostra NTT602 com a objectiva de 50x na zona 3 (contrastada com reagente Keller). A distribuição de precipitados é muito semelhante à observada para a zona 2B.**

Estas observações, sugerem que quanto mais próximo do cordão: 1) maior é a redissolução dos pequenos precipitados e 2) maior é a frequência de precipitados coalescidos e/ou das cavidades remanescentes destes depois da preparação metalográfica. No material base (longe do cordão) parecem existir alguns precipitados grosseiros e dispersos. O ataque químico, sendo um processo que envolve uma acção de corrosão, também serviu para tirar algumas ilações quanto à sensibilidade à corrosão das diferentes regiões. Pode-se concluir (veja-se a figura 3.1) que o ataque químico foi mais profundo e localizado na região do cordão e na zona intermédia. Assim, estas duas regiões deverão ser quimicamente mais reactivas. O ataque químico sobre o material base resultou num contraste mais uniforme, com excepção de certos locais onde se verifica uma maior concentração de precipitados ou de precipitados mais grosseiros.

### 3.1.2 Microscopia electrónica de varrimento

As observações ao SEM-EDS realizaram-se sobre a secção transversal e polida de um provete. Para o efeito, a secção a ser observada não foi contrastada. Estas observações permitiram destacar a importância de precipitados de Al(Fe,Mn,Cr) em todas as regiões da secção. Foram realizadas 3 observações distintas para a região do cordão e para o material base (longe do cordão). Na figura 3.7 e 3.8 exibem-se duas das imagens adquiridas nas diferentes regiões. A análise pontual por SEM-EDS permitiu verificar que esses precipitados intermetálicos são ricos em Fe e Mn (figura 3.9), apresentando também algum Cr. Por outro lado, os precipitados cinza escuro são ricos em Mg e Si, provavelmente Al (Mg, Si) apresentando-se oxidados (?), veja-se o espectro da figura 3.10.



**Figura 3.7 - Imagem em electrões rectrodifundidos na região do cordão.**

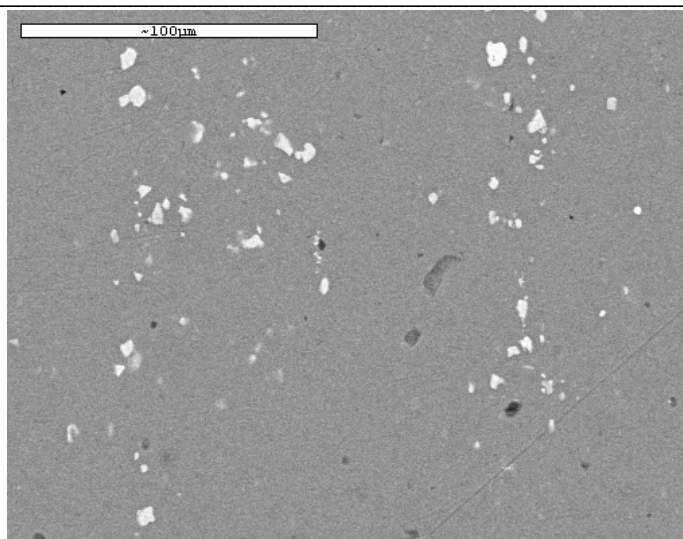


Figura 3.8 – Imagem em electrões retrodifundidos para o material base.

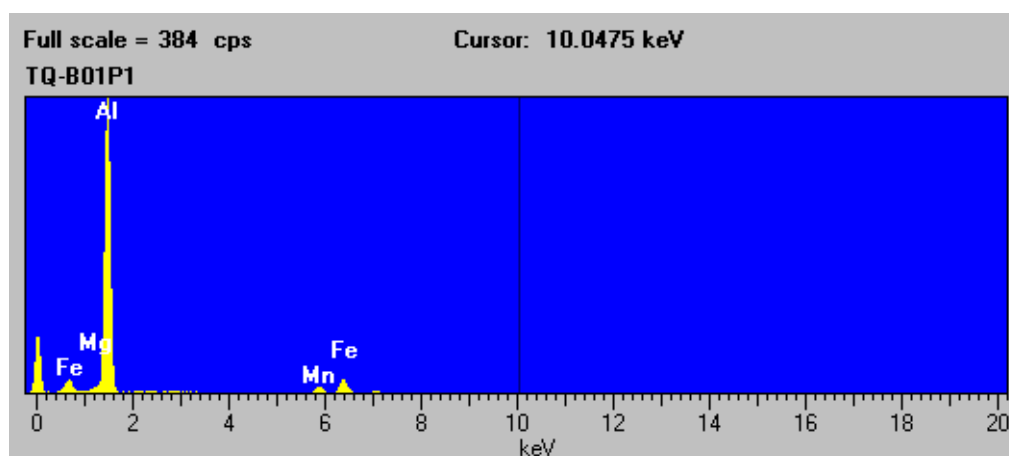


Figura 3.9 – Exemplo dos espectros de EDS-SEM, pontuais obtidos para os precipitados “brancos”.

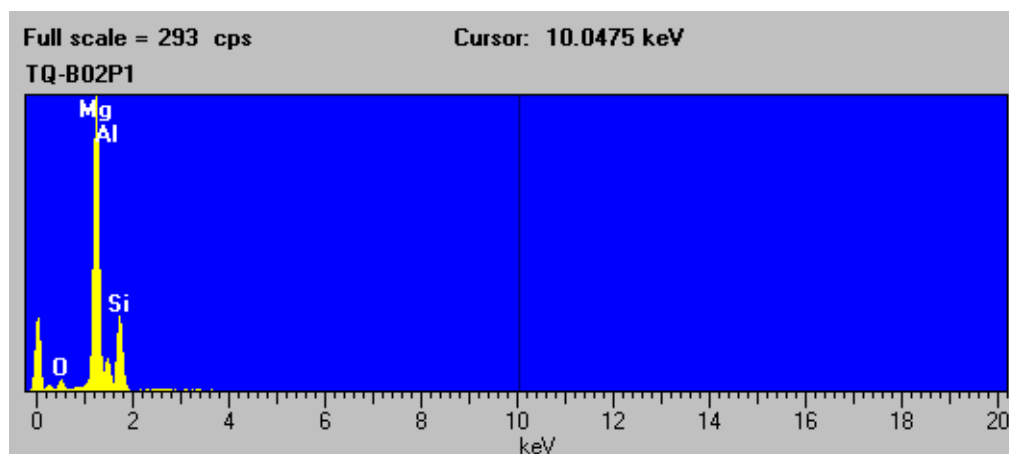


Figura 3.10 – Exemplo dos espectros de EDS-SEM, pontuais, obtido para os precipitados “cinzento escuro”.

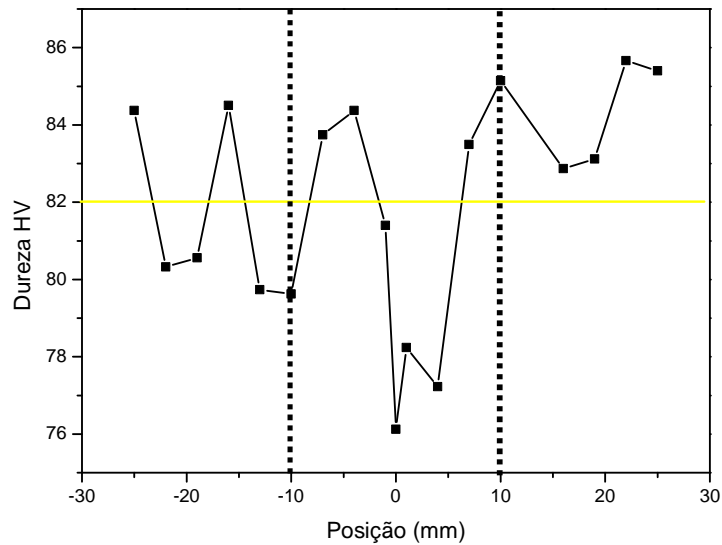
Com o propósito de comparar a fracção de precipitados “brancos”, fora e dentro do cordão, recorreu-se ao *software* de domínio público, *Image J* (versão 1.41) desenvolvido por Wayne Rasband do *National Institute of Health*, USA. A tabela seguinte (tabela 3.1) resume os resultados obtidos. Verifica-se que a fracção de precipitados “brancos” no material base, comparativamente à região do cordão, é muito superior, apresentando-se também no material base com maiores dimensões e maior variabilidade de dimensões. As imagens para a região do material base mostram que os precipitados a “branco” devem ter sido fragmentados segundo a direcção aplicada durante a última operação de polimento (perpendicular ao plano de laminagem da chapa de alumínio), deste modo, por esta análise só poderá concluir-se que a região fora do cordão apresenta uma precipitação de Al(Fe,Mn,Cr) muito mais grosseira do que a observada para o cordão de soldadura.

**Tabela 3.1 – Resultados para a distribuição dos precipitados brancos, Al(Fe, Mn, Cr).**

	<b>Dimensão (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Fracção de área (%)</b>
<b>Região do cordão</b>	$4.3 \pm 0,3$	$0.7 \pm 0,0$
<b>Material base</b>	$6,9 \pm 1,8$	$1,6 \pm 0,2$

### 3.1.3 Microdurezas

Foram efectuadas medições de microdurezas Vickers sobre uma secção transversal de um provete soldado. Estas medições tiveram a intenção de registar o perfil de microdureza entre o material base e o cordão de soldadura e, assim, definir a zona do material termicamente afectada (ZTA) pela soldadura, dado as observações microestruturais não terem sido conclusivas neste aspecto. As medições foram efectuadas num microdurómetro Durimet da Leitz utilizando uma carga de 200 g.



**Figura 3.11 - Ensaio de Microdurezas Vickers em um provete 10mm soldado topo a topo (Zona entre tracejados define a região do cordão de soldadura e a linha horizontal amarela à dureza média observada).**

Neste ensaio a secção transversal de uma amostra foi desbastada até uma granulometria de  $4000\mu\text{m}$  e, seguidamente, polida até a qualidade espelhada (pasta diamante  $\frac{1}{4}\mu\text{m}$  + solução OP-S da Struers).

Por este gráfico (figura 3.11), conjuntamente com outras medições de dureza efectuadas (ver anexo III), verifica-se que é na região do cordão (zona 1, a sombreado) que as flutuações de dureza são maiores. Foi também nesta região que se mediram os valores mínimos de dureza. A região do cordão parece ser, então, a zona mais heterogénea da peça.

Não foi possível identificar uma região que claramente se pudesse designar por zona termicamente afectada pelo calor. A ausência de uma clara ZTA pode explicar-se por aqui se lidar com uma liga fornecida no estado O (designação utilizada para produtos adquiridos no estado recozido, ou seja, mais macio). Nesta situação, o aquecimento local do material base pouco afectará as suas propriedades mecânicas. Ao contrário do que é observado em outras ligas, como as fornecidas no estado T (apresentam-se envelhecidas por precipitação). Estas últimas ligas apresentam em processos de soldadura, nas regiões próximas do cordão, uma queda significativa de dureza, explicada pela coalescência dos precipitados envelhecidos com o aumento local da temperatura durante o processo de soldadura.

## **3.2 Ensaios de corrosão**

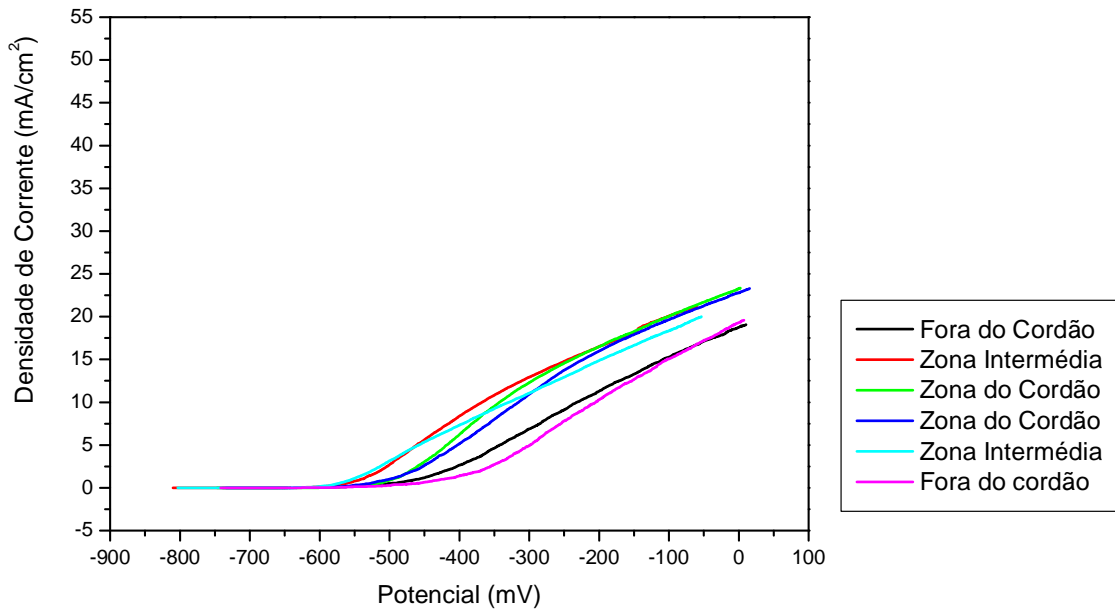
### **3.2.1 OCPs e voltametria sem imersão prolongada**

Duas amostras polidas até 4000 mesh foram sujeitas a ensaios de OCP e de voltametria numa solução de 3% NaCl. Foram experimentadas 6 regiões do material, 2 dentro do cordão de soldadura, 2 abrangendo a região intermédia e 2 sobre o material base.

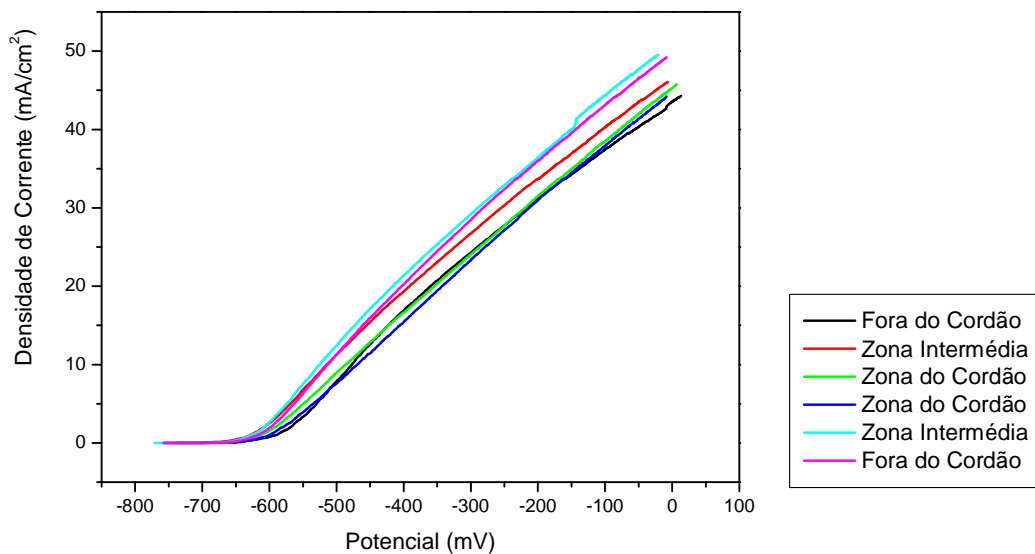
Estes ensaios preliminares tiveram como principal objectivo verificar se era possível determinar, de um modo relativamente expedito, as regiões mais sensíveis ao desenvolvimento de corrosão.

Os ensaios de OCP exibiram significativas amplitudes nas flutuações de potencial (da ordem dos 50 mV em torno de um valor médio de -750 mV vs. SCE), não havendo uma região analisada em que o OCP médio se destacasse dos restantes. Os resultados de OCP foram inconclusivos quanto à região quimicamente mais sensível (tal como observado por outros autores <sup>[32]</sup>).

O gráfico da figura 3.12 apresenta dois conjuntos de curvas, obtidas com varrimentos a 10 mV/s, poucos minutos após imersão na solução. Após 6 meses, repetiram-se estes ensaios, numa outra amostra e sujeita à mesma preparação (figura 3.13). Os valores dos potenciais electroquímicos registados são relativos ao eléctrodo de saturado de calomelanos (potencial versus SCE).



**Figura 3.12 – Primeiras curvas de voltametria em ligas AA5083 executadas dentro e fora do cordão.**



**Figura 3.13 - Repetição dos ensaios de voltametria em ligas AA5083 dentro e fora do cordão soldadura executado num outro conjunto de provetes, cerca de 6 meses após os apresentados na figura anterior.**

A análise destes resultados, obtenção de resistências de polarização, densidades de correntes de corrosão e potenciais de picada, quando limitada a amostras sujeitas a tempos de imersão mínimos (após cerca de 10 minutos, por ensaio, para avaliação dos OCPs), sugerem que a região quimicamente mais sensível deverá ser a intermédia (potenciais de picada, em geral,

inferiores aos das restantes regiões). Os ensaios apresentam, no entanto, uma fraca reprodutibilidade, pelo que também se consideraram não conclusivos.

### 3.2.2 OCPs e EIS até 84 dias de imersão

Duas amostras, também polidas até 4000 mesh, foram sujeitas a medições periódicas de OCP e de EIS. Uma das amostras foi experimentada na região do cordão e uma segunda numa região muito afastada deste. Para esse efeito, utilizaram-se duas células electroquímicas (figura 2.8), novamente preenchidas com a uma solução de 3% NaCl. As amostras permaneceram 84 dias em solução na célula, tendo sido a solução renovada ao fim de 50 dias.

#### 3.2.2.1 Evolução dos OCPs

Os gráficos seguintes (figuras 3.14 a 3.17) compilam os dados de OCP registados (potencial vs. SCE) para as duas amostras sujeitas a longos tempos de imersão na solução salina, para uma zona fora do cordão e uma zona no cordão.

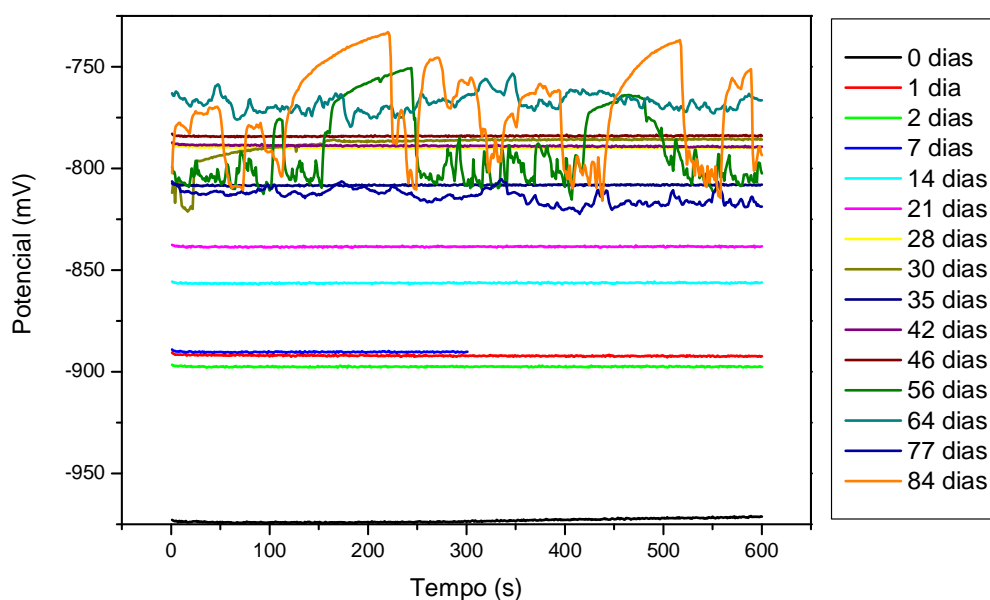
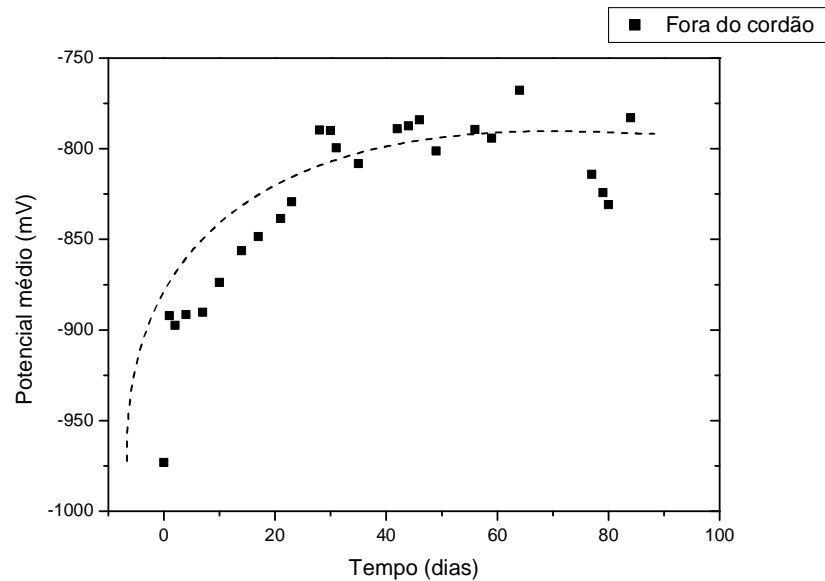


Figura 3.14 – Resultados de OCP fora do cordão de soldadura.



**Figura 3.15 – Valores de OCP médios vs. tempo de imersão fora do cordão de soldadura.**

Da análise dos gráficos anteriores podemos constatar que fora do cordão existem pelo menos 2 regimes de evolução para os valores de OCP:

- aumento regular ao longo das primeiras semanas, sem oscilações muito significativas durante o período de aquisição (cerca de 600 segundos) e
- aumento significativo da amplitude das oscilações durante o período de aquisição, após ~50 dias, apresentando os OCPs alguma tendência a estabilizar em torno dos -800 mV vs. SCE.

Assim, podemos especular que fora do cordão de soldadura o metal vai se tornando cada vez mais passivo, ou seja, mais resistente à corrosão (OCPs deslocam-se para valores mais nobres). A partir de um dado momento o andamento da curva sugere uma resposta do material menos eficaz (OCPs com maiores flutuações, embora apresentando alguma tendência em estabilizar). Nos primeiros dias de imersão, o andamento poderá ser explicado por uma passivação gradual, mais ou menos, uniforme da superfície do alumínio. A renovação da solução aos 50 dias deverá ter contribuído para a desestabilização de equilíbrios e gradientes de concentração locais, com o consequente ressurgimento das flutuações no potencial.

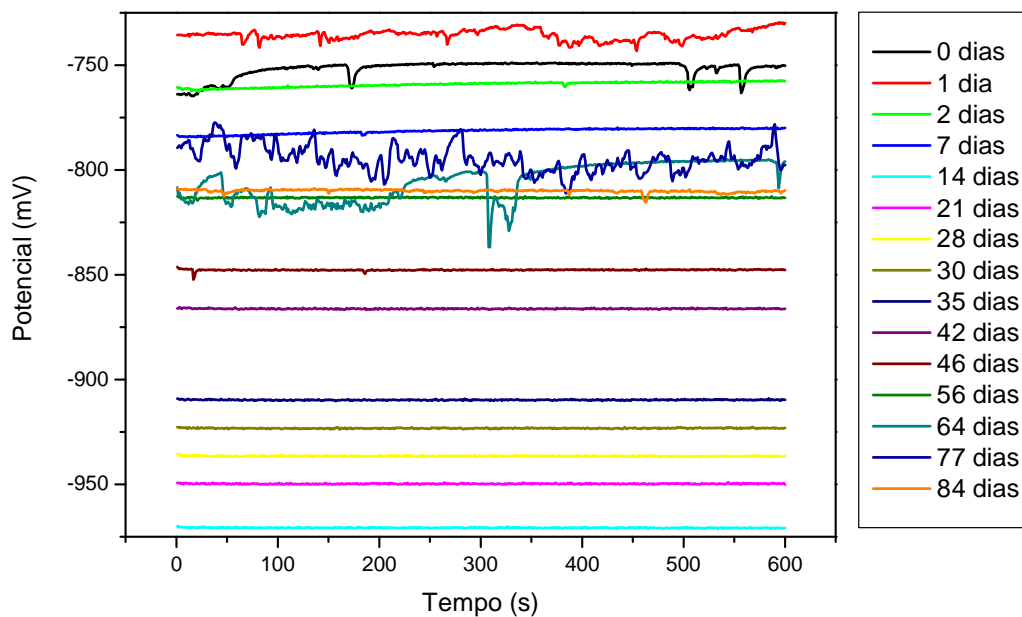


Figura 3.16 - OCPs dentro do cordão de soldadura.

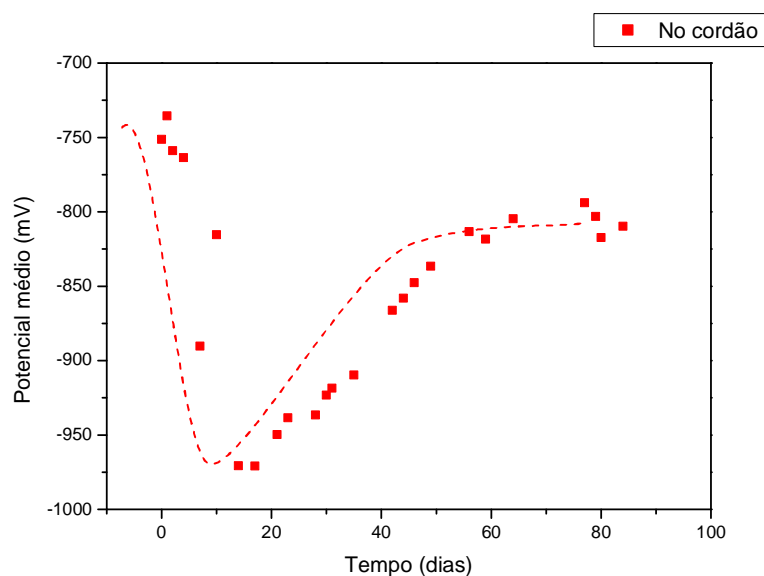


Figura 3.17 - OCPs médios vs. tempo de imersão dentro do cordão de soldadura.

Da análise dos gráficos respeitantes às medições de OCPs abrangendo o cordão (figuras 3.16 e 3.17), é possível distinguir 3 regimes de evolução:

- Primeiros dias de imersão, valores médios de OCPs mais ou menos estáveis, mas apresentando algumas flutuações muito significativas durante o período de aquisição;

- Após esse período, até às primeiras 2 semanas, os valores OCP diminuem acentuadamente. As flutuações durante o período de aquisição tornam-se pouco significativas;
- Após essas primeiras semanas os valores de OCP aumentam gradualmente, tendendo a estabilizar, com flutuações significativas, em torno dos -800 mV vs. SCE. Este valor é próximo do observado para os últimos registos de OCPs na região fora do cordão.

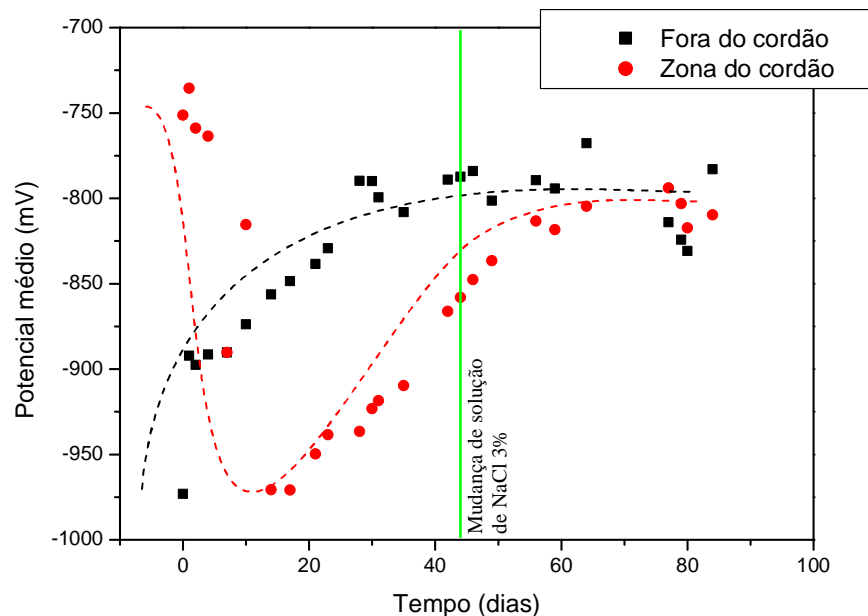


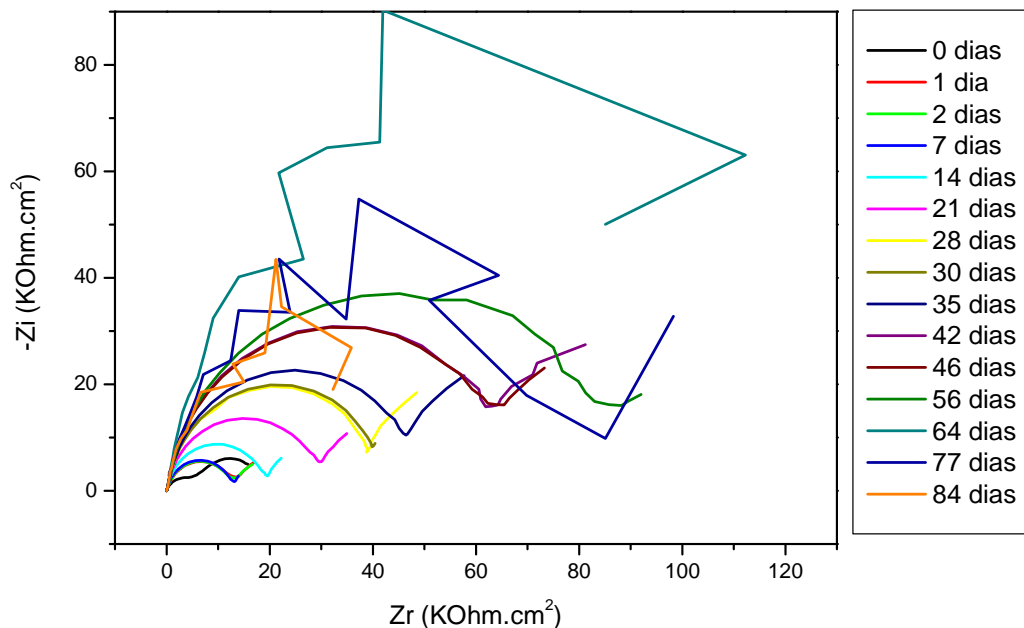
Figura 3.18 - Comparação dos OCPs médios fora e dentro do cordão de soldadura.

Estas leituras parecem sugerir uma menor resistência à corrosão no cordão, comparativamente às regiões mais afastadas deste. Nos primeiros dias de imersão, as instabilidades observadas deverão ter sido geradas por processos de corrosão/passivação relativamente localizados (traduzida pelas flutuações iniciais observadas para os valores de OCP), provavelmente em regiões com maior sensibilidade química, como sejam alguns precipitados, microsegregações diversas e nas porosidades expostas do cordão. O cordão apresenta uma estrutura bruta de solidificação, pelo que é de esperar uma maior heterogeneidade química nessa região. Após esses primeiros dias, a corrosão rapidamente se instalou em alguns desses locais (sugerido pela decréscimo dos valores de OCP), e pela clara diminuição das suas flutuações). Com o tempo, a tendência para a corrosão parece abrandar (passivação?). Novamente, este regime tem como resultado uma tendência para a estabilização do valor do OCP.

Com base unicamente nos resultados de OCP, concluir-se-ia que a região do cordão é, pelo menos nas primeiras semanas, menos resistente à corrosão, mas que gradualmente se aproxima do comportamento do material base (ver figura 3.18).

### 3.2.2.2 Evolução das impedâncias

A figura seguinte (figura 3.19) resume os resultados de EIS (diagramas de Nyquist) obtidas na região fora do cordão de soldadura.



**Figura 3.19 - Diagramas de Nyquist obtidos fora do cordão de soldadura com um “zoom” na zona da curva.**

Relacionando os resultados de EIS com os de OCP para a região fora do cordão, verifica-se que estes se encontram em concordância (observam-se à mesma os 2 regimes atrás referidos). O aumento do raio de curvatura do semi-círculo, que reflecte a resistência eléctrica do sistema, aumenta gradualmente com o tempo de imersão (primeiro regime). Esta evolução indica um processo de passivação que se desenvolve de um modo pouco perturbado. Após algumas semanas, cerca de 50 dias, as curvas de OCP tendem a estabilizar em valores mais altos, embora exibam uma maior irregularidade nos valores de impedância registados (segundo regime). Estas últimas observações sugerem que o desenvolvimento do filme

passivante/corrosão, após algumas semanas, atinge um valor limite, mais ou menos, estacionário, talvez perturbado pela mudança da solução aos 50 dias.

Os gráficos que se seguem (figura 3.20) dizem respeito aos resultados de EIS registados numa região no interior do cordão.

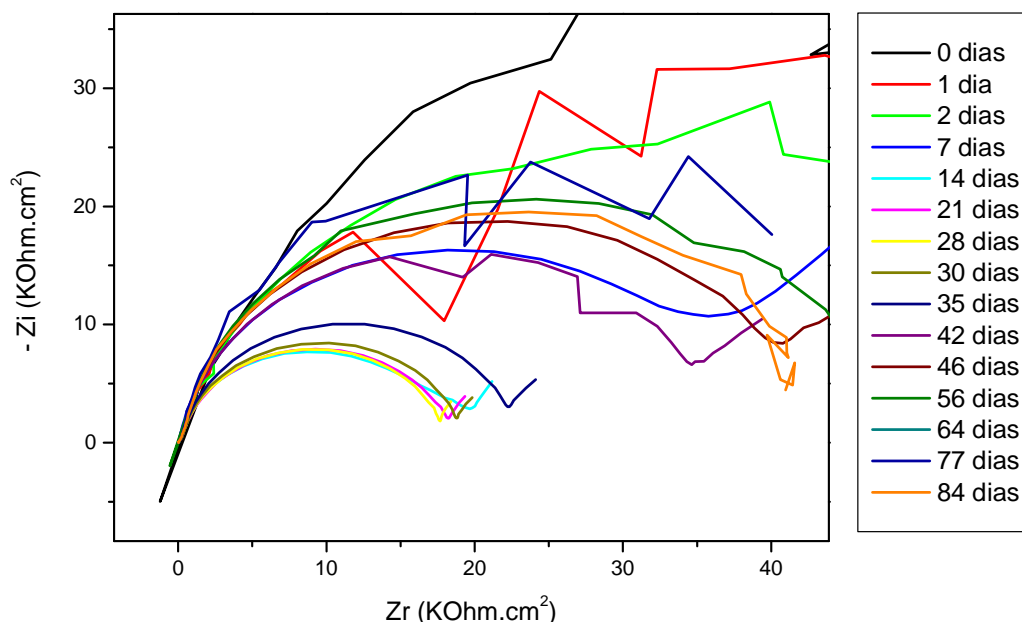


Figura 3.20 - Diagramas de Nyquist observadas para o cordão de soldadura.

Novamente, os regimes, atrás definidos para a explicação da evolução dos OCPs nesta região, podem aqui ser aplicados. Como se pode verificar na figura acima, a “curvatura” das impedâncias, depois de algumas irregularidades nas primeiras horas (primeiro regime), vai diminuindo gradualmente até aos 15 dias (final do segundo regime). Posteriormente, os valores das impedâncias voltam a aumentar (terceiro regime) tendendo aqui também a estabilizar, após cerca de 50 dias. Para tempos de imersão maiores, tal como observado para os valores de OCP, as medidas das impedâncias tornam-se mais irregulares.

Em geral, estes resultados de EIS corroboram as ilações retiradas das medições de OCP, acrescentando algumas informações quanto ao desenvolvimento do óxido. Nomeadamente, comparando os valores da resistência de polarização, aferida pelos diagramas de Nyquist, para os maiores tempos de imersão, verifica-se que o valor da resistência do filme é superior na região fora do cordão de soldadura (ver figura 3.19). Ou seja, o material base deverá apresentar, após atingido um regime de corrosão mais ou menos estacionário, um filme muito mais resistivo (mais protector). Além do mais, com excepção das últimas semanas, a

resistividade do filme, que se pode associar a um aumento de espessura do mesmo, aumentou quase linearmente na região fora do cordão.

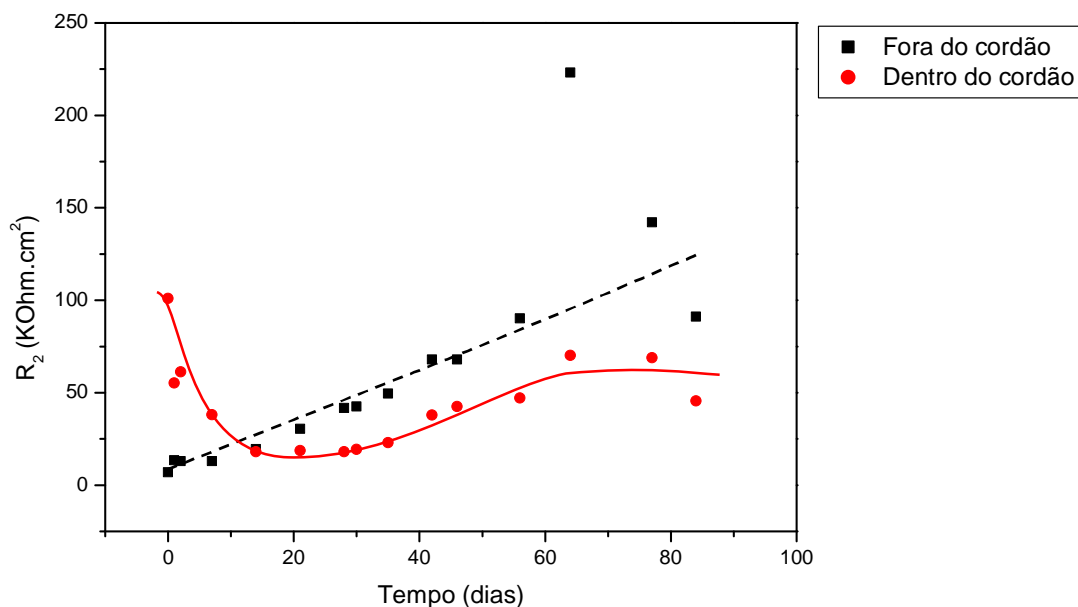
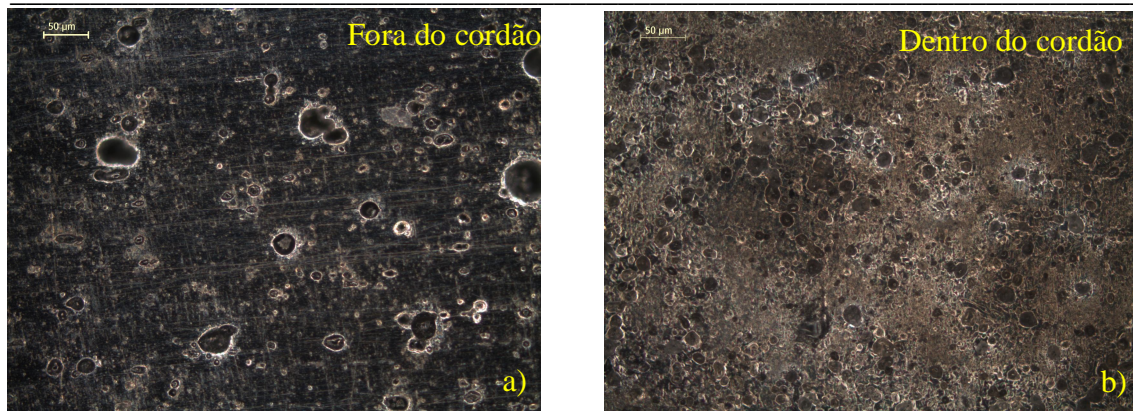


Figura 3.21 - Curva relativa à resistência de polarização fora e dentro do cordão de soldadura.

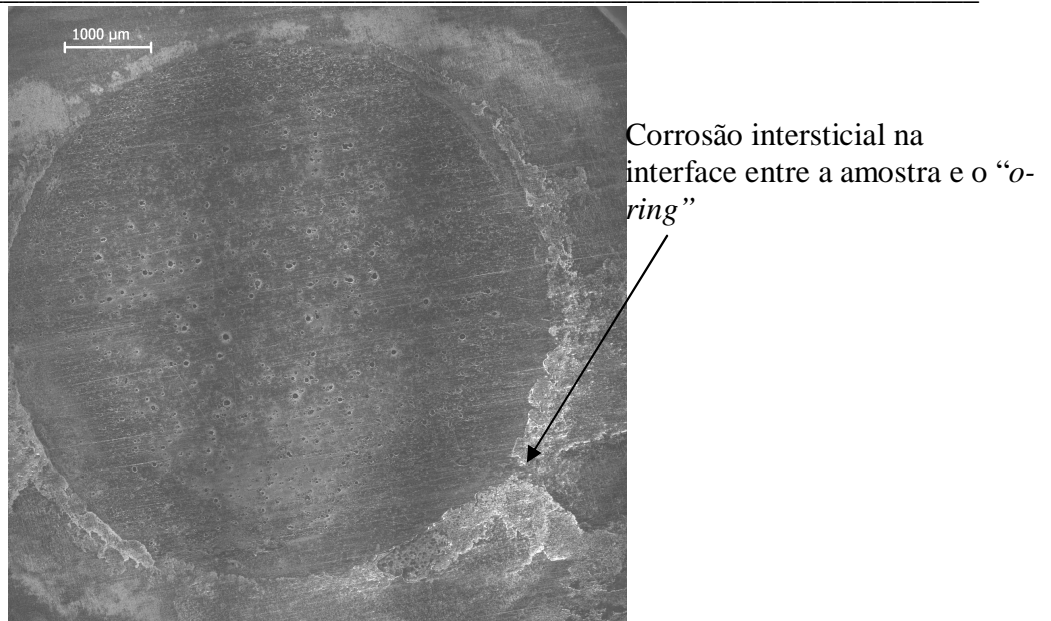
### 3.2.2.3 Observação por microscopia óptica após 84 dias de imersão

As imagens seguintes visionadas em microscopia óptica com uma objectiva de 20X mostram algumas das diferenças entre as duas regiões avaliadas, sujeitas a ensaios de OCP e EIS periódicos, após 84 dias de imersão. É visível uma corrosão por picadas mais grosseira na região afastada do cordão, mas não necessariamente mais profunda ou integrando uma área superior. De qualquer modo, é muito provável que esta distribuição de picadas, dado ser semelhante à distribuição dos precipitados ricos em ferro observados para o provete de referência (ver secção 3.1.2), esteja associada à acção desses precipitados.



**Figura 3.22 –** Imagens recolhidas após 84 dias de imersão numa solução de 3% NaCl com objectiva de 20X. a) fora do cordão e b) dentro do cordão onde a corrosão por picadas, relativamente mais pequenas, é também mais generalizada.

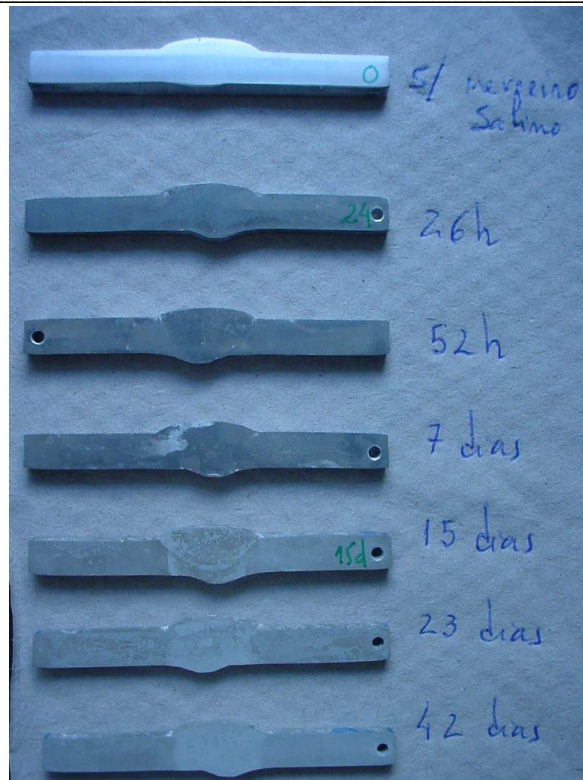
Como já referido, para a montagem das amostras nestes ensaios electroquímicos, utilizou-se um anel de borracha (“*o-ring*”) para vedar e limitar a área exposta das amostras à solução. Nessa interface, entre o “*o-ring*” e a amostra, observou-se a existência de uma corrosão mais severa como ilustra a imagem da figura 3.23. Esta corrosão é explicada por na interface “*o-ring*”/amostra se favorecer uma situação de estagnação da solução o que facilitou a iniciação de uma corrosão intersticial. O efeito desta perturbação nos ensaios efectuados não foi atempadamente resolvido.



**Figura 3.23 - Micrografia óptica evidenciando uma corrosão intersticial na interface entre a amostra e o “o-ring”.**

### **3.2.3 Ensaio em nevoeiro salino neutro**

A imagem que se segue (figura 3.24) diz respeito ao conjunto de amostras sujeitas por diferentes períodos a uma atmosfera artificial de nevoeiro salino. O tempo máximo de exposição em atmosfera de nevoeiro salino foi de 58 dias.



**Figura 3.24 - Fotografia de vários espécimes após diferentes tempos de exposição a nevoeiro salino.**

Nota: Na imagem, não está incluída a amostra sujeita a 58 dias, (quando esta última amostra foi retirada, já algumas das primeiras tinham sido encaminhadas para outros ensaios).

Nesta observação a olho nu (figura 3.24) pode-se ver que nos primeiros 15 dias de exposição há já uma importante degradação superficial, com significativas diferenças na coloração e brilho, que permite diferenciar, claramente, a região do cordão de soldadura do material base. Um outro resultado significativo, respeita à observação de um maior ataque da atmosfera salina na interface do cordão.

### 3.2.3 a) Observação por microscopia óptica

Algumas destas amostras, foram seccionadas a meia espessura e polidas para uma análise da profundidade das eventuais picadas. Por microscopia óptica, a uma ampliação considerada adequada, observou-se as novas secções preparadas. Registaram-se uma sequência de cerca de **20** micrografias por amostra. A observação dessas secções revelou uma significativa corrosão com uma morfologia semelhante a picadas. Para averiguar a distribuição dessas picadas, de acordo com a sua penetração no material, construiu-se uma grelha, composta por rectas paralelas e equidistantes que, sobreposta às micrografias registadas, ajudou à sua contagem.

A tabela 3.2 mostra a classe de profundidades associada a cada classe de linhas. As amostras contabilizadas por este processo limitaram-se às expostas ao nevoeiro salino por 0 horas (amostra de referência), 26 horas, 15 dias e 58 dias, por se considerarem suficientes para averiguar a evolução, em número e profundidade, das picadas.

**Tabela 3.2 - Classes e profundidades associadas.**

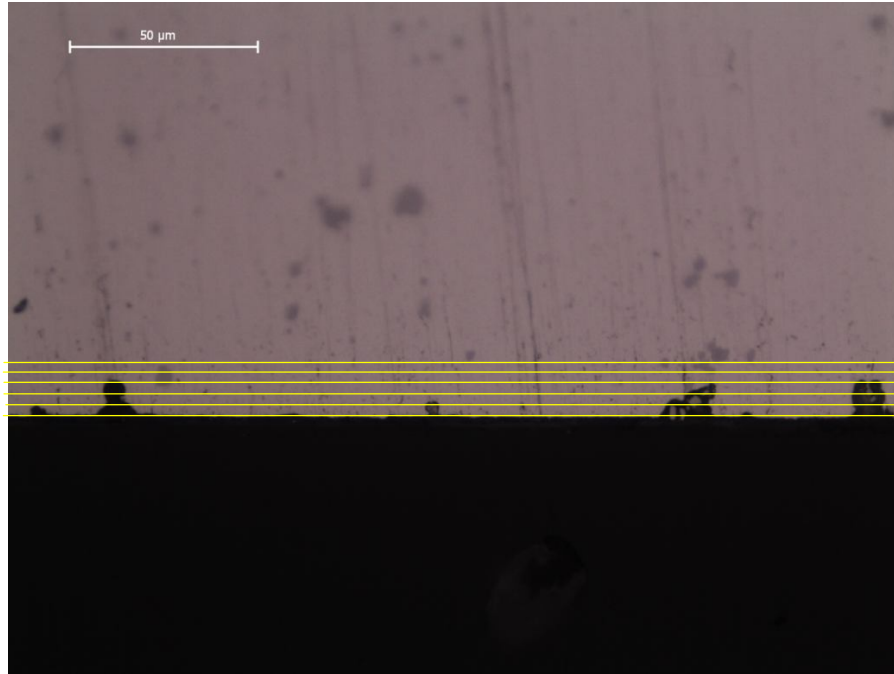
<b>Classe</b>	<b>Distância (µm)</b>
1	2,28
2	4,56
3	6,84
4	9,12
5	11,40
6	13,68
7	15,96
8	18,24
9	20,52
10	22,80
11	25,08
12	27,36
13	29,64
14	31,92
15	34,20
16	36,48

Dada a irregularidade da superfície, a classe 1 não foi contabilizada, pois verificou-se ser difícil distinguir o que seriam realmente picadas de outras irregularidades superficiais.

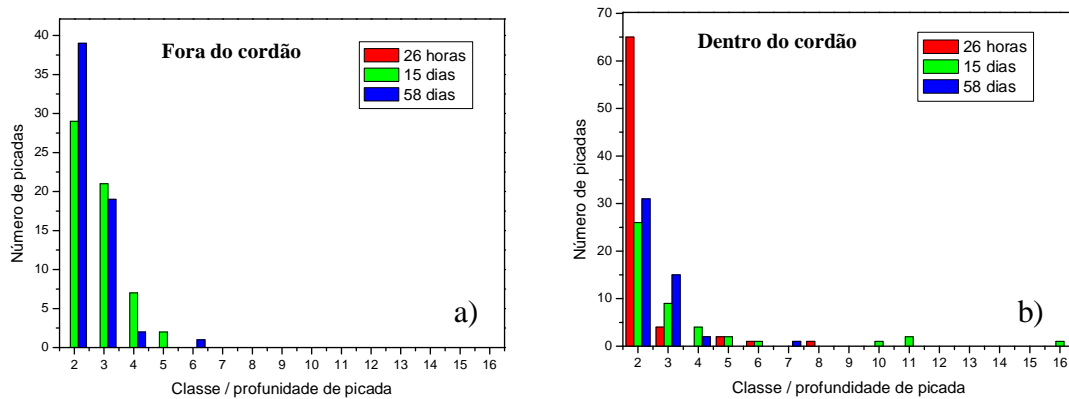
A classificação das classes das picadas quanto à sua profundidade foi definida pela linha mais profunda que cada uma dessas picadas intersecta. (por exemplo, quando uma picada atinge a 2ª linha e não ultrapassa a 3ª linha, esta é considerada de classe 2).

No que diz respeito à zona fora do cordão até às 26 horas, não foram contabilizadas quaisquer picadas, dado que estas se situaram abaixo da classe 1, salvo uma ou outra irregularidade superficial não considerada como picada.

A título de exemplo, é aqui só mostrada uma das imagens obtidas (figura 3.25) de um total de 20 para cada período de tempo de exposição. Nessa imagem sobrepõe-se a grelha utilizada para as contagens das picadas.



**Figura 3.25 - Imagem representativa da contagem de classes na amostra sujeita a nevoeiro salino.**

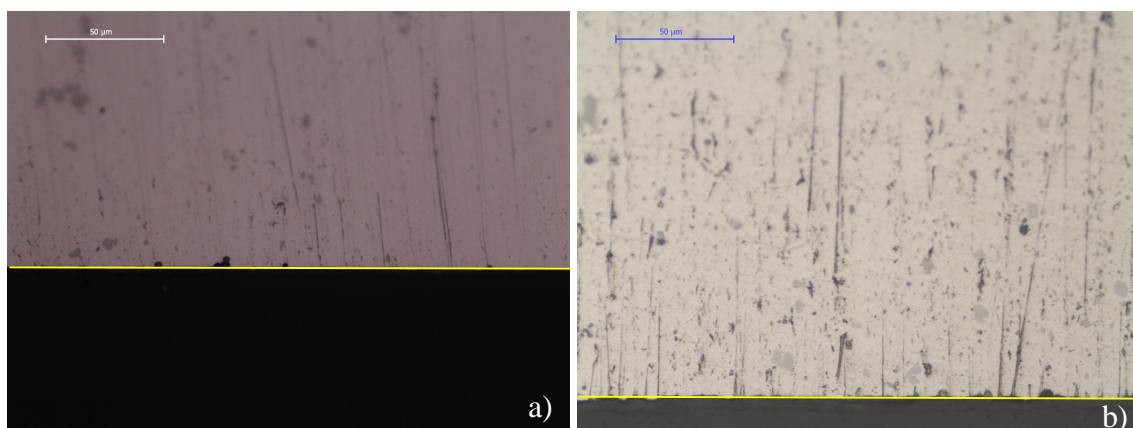


**Figura 3.26 - Frequência das picadas, em função da classe de profundidade para diferentes tempos de exposição a nevoeiro salino, a) fora do cordão de soldadura e b) dentro do cordão de soldadura.**

Nas figuras 3.26 a) e b) resumem-se, na forma de histogramas, a frequência de picadas vs. classe de profundidades, para os diferentes tempos de exposição, de acordo com as contagens efectuadas. Com esses resultados, verifica-se:

- Para a amostra sujeita a 15 dias de exposição à solução salina, comparativamente à amostra exposta 26 horas, observa-se um aumento no número de picadas mais profundas, contrabalançado por uma diminuição do número de picadas mais superficiais. Esta situação é mais notória na região do cordão, onde se contabilizaram algumas picadas relativamente profundas. Esta observação reforça a conclusão da maior sensibilidade à corrosão do cordão, pelo menos para curtos tempos de exposição.

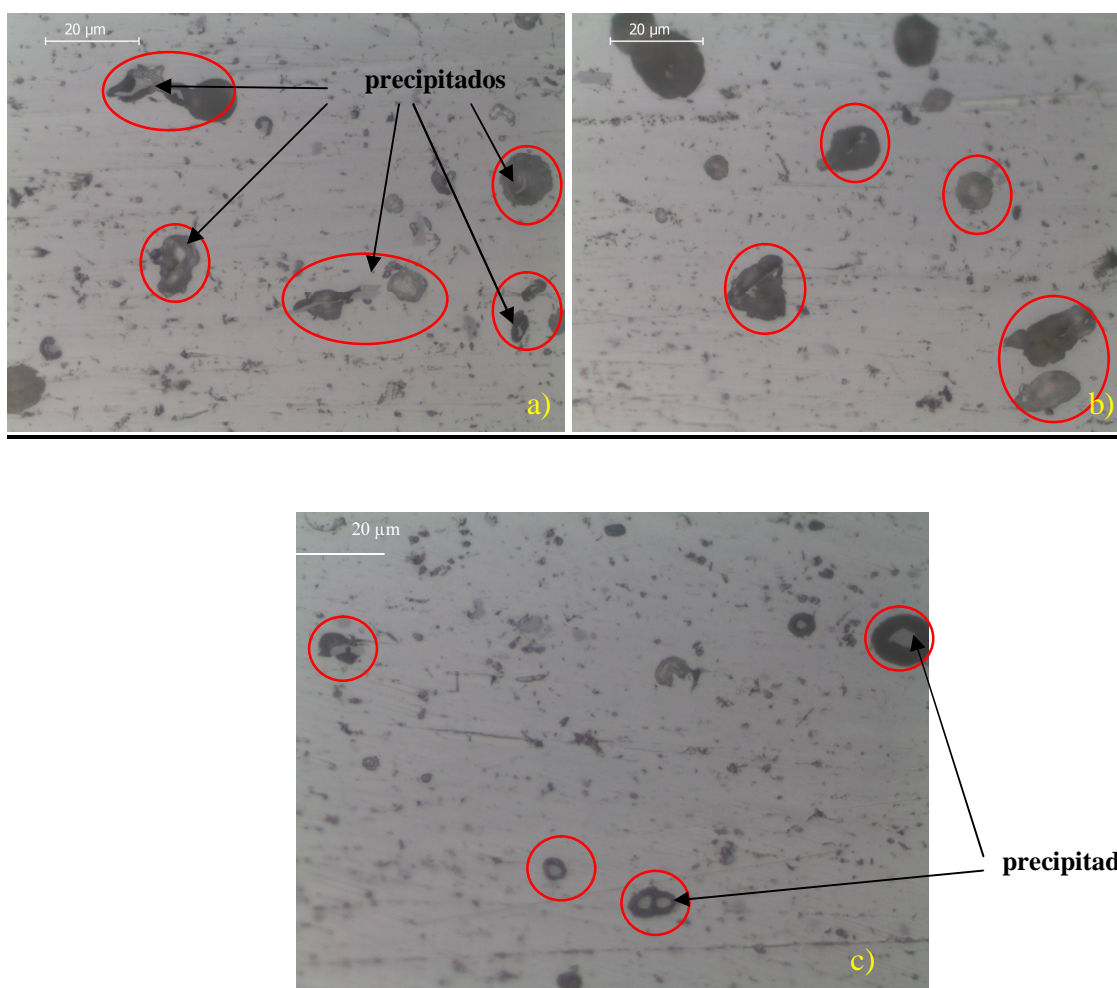
- Ao contrário do esperado, na região do cordão de soldadura, para a amostra sujeita a 58 dias de exposição, comparativamente à amostra exposta 15 dias, não se observou um aumento no número das picadas mais penetrantes. Pelo contrário, as observações indicam uma redução na quantidade das picadas mais profundas, sendo esta diminuição acompanhada por um aumento no número das picadas mais superficiais. Algumas explicações, para esta inversão de comportamento, poderão ser: (1) o número de secções observadas para cada tempo de imersão foi insuficiente para uma correcta estimativa da distribuição das picadas ou (2) após os 15 dias, desenvolveu-se uma corrosão de carácter mais uniforme ou generalizada que avançou até níveis na ordem das picadas mais profundas – o que implica uma redução média da espessura da ordem dos 50  $\mu\text{m}$ , cerca de 25  $\mu\text{m}$  para cada lado – enquanto o avanço das picadas para o interior do metal abrandou. Esta segunda explicação é reforçada por as superfícies expostas se apresentarem mais irregulares após tempos de imersão maiores, como se pode verificar por comparação das duas imagens seguintes (figuras 3.27 a) e b)). Facilmente se observa que a amostra exposta por 58 dias ao nevoeiro salino apresenta uma superfície muito mais irregular (rugosa) do que a exposta apenas por 15 dias.



**Figura 3.27 – a) Imagem de uma superfície da amostra sujeita a 15 dias de nevoeiro salino e b) amostra sujeita a 58 dias de exposição a nevoeiro salino.**

Posteriormente, foi feito um desgorduramento, seguido de decapagem química (procedimento descrito no anexo II) e polimento (até à qualidade espelhada) a uma das partes da secção transversal da amostra exposta a 58 dias de nevoeiro salino, em seguida observou-se ao microscópio óptico as 3 zonas (dentro do cordão, zona intermédia e material base).

As observações por MO com objectivas de 100X permitiram registar as seguintes imagens, figuras 3.28 a), b) e c). Estas imagens permitem destacar a importância dos precipitados, visíveis no interior de muitas das picadas, no desenvolvimento das mesmas.



**Figura 3.28 - Imagens registadas por microscopia óptica de uma amostra sujeitas a 58 dias de nevoeiro salino com uma objectiva de 100X exibindo picadas de corrosão a) fora, b) na zona intermédia e c) dentro do cordão de soldadura.**

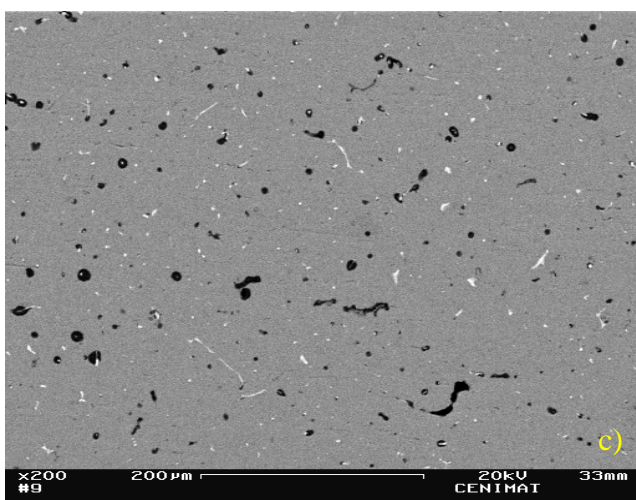
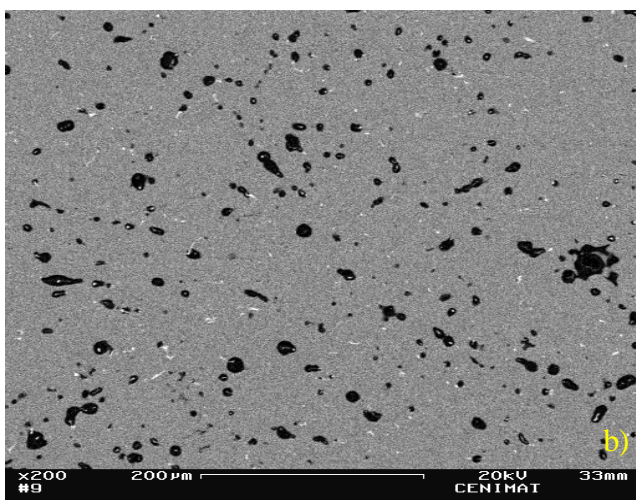
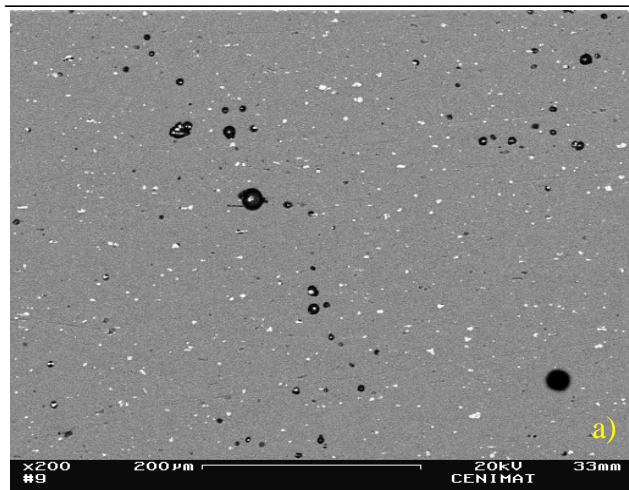
---

Tendo em conta as figuras 3.28 a), b) e c), pode-se verificar que existe uma maior tendência para a formação de picadas em torno dos precipitados. As imagens evidenciam algumas partículas cinzentas (precipitados), estando estas envolvidas por uma região mais negra (a picada).

Por microscopia óptica não se conseguiram quantificar as diferenças na distribuição dessas picadas entre as 3 regiões. No entanto, verifica-se que a dimensão de algumas dessas picadas no material base é muito superior à observada na região do cordão.

### **3.2.3 b) Observação por microscopia electrónica de varrimento com análise por EDS**

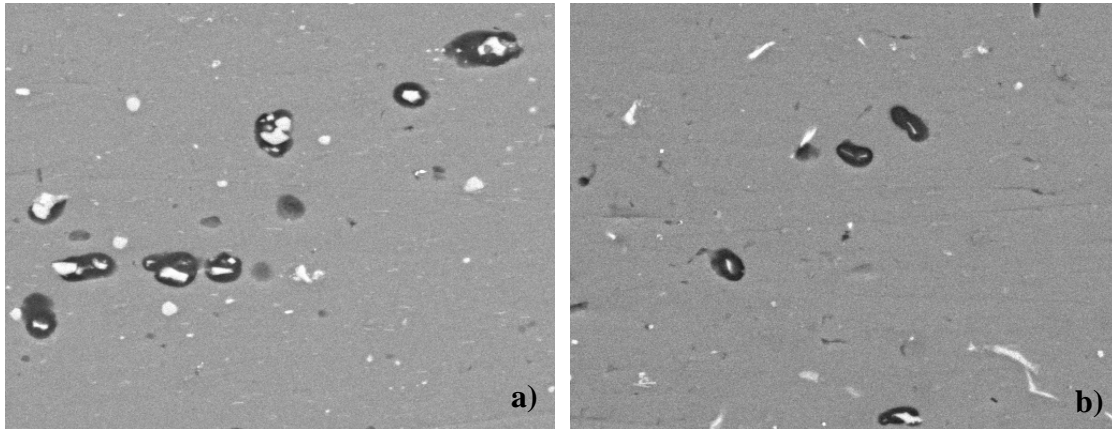
A amostra sujeita a 58 dias de imersão em nevoeiro salino foi também observada por microscopia electrónica de varrimento com análise elementar por EDS com o propósito de identificar quais os precipitados responsáveis pela maior susceptibilidade à corrosão por picadas (fora e dentro do cordão de soldadura). As imagens foram realizadas em electrões retrodifundidos, dado este modo de observação apresentar um maior contraste por número atómico, o que se verificou adequado para as observações em questão.



**Figura 3.29 – Imagem SEM por electrões retrodifundidos da amostra sujeita a 58 dias de nevoeiro salino, a) fora do cordão, b) zona intermédia e c) dentro do cordão de soldadura.**

Através das imagens da figura 3.29 observam-se, pelo menos, 4 regiões de contraste muito diferenciado. Podemos diferenciar zonas a branco (por vezes, envolvida numa região mais escura), zonas a negro (picadas e/ou porosidades), zonas a cinza escuro (precipitados cinzentos) e a zona da matriz (cinzento mais claro).

Recorrendo a maiores ampliações (figura 3.30 a) e b)) observa-se com mais pormenor o tipo de corrosão já identificado por microscopia óptica.



**Figura 3.30 – Imagens SEM por electrões retrodifundidos com maiores ampliações. É visível com maior pormenor as picadas em redor dos precipitados (zonas brancas); a) fora do cordão e b) dentro do cordão.**

Paralelamente a estas observações por SEM efectuaram-se análises de SEM-EDS para identificação da composição elementar (qualitativa) dos precipitados em que se observou a corrosão localizada (picadas).

Para tal analisaram-se, pontualmente, 4 regiões distintas (ver figura 3.31):

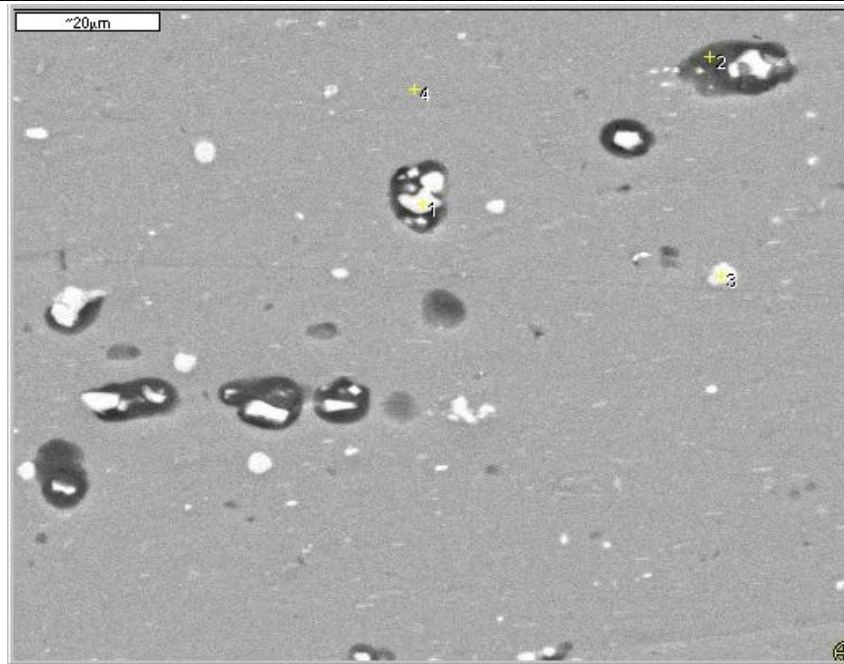


Figura 3.31 – Imagem SEM por electrões retrodifundidos utilizada para a análise pontual, pontos P1 a P4.

P1 – Precipitados brancos (precipitados “pesados”, com corrosão envolvente).

P2 – Zona negra (picadas) em redor das zona brancas.

P3 – Precipitados brancos sem corrosão significativa ao seu redor.

P4 – Matriz (zona cinzenta).

Acrescente-se que os precipitados cinzentos mais escuros foram identificados como precipitados ricos em Al-Mg. Exemplifica-se aqui os resultados obtidos para uma região fora do cordão de soldadura (resultados equivalentes, quanto à natureza dos precipitados, aos observados no cordão de soldadura). As análises pontuais e o mapeamento de raios X por SEM-EDS, relativas à região do cordão de soldadura, encontram-se no anexo III, ponto 9.2.

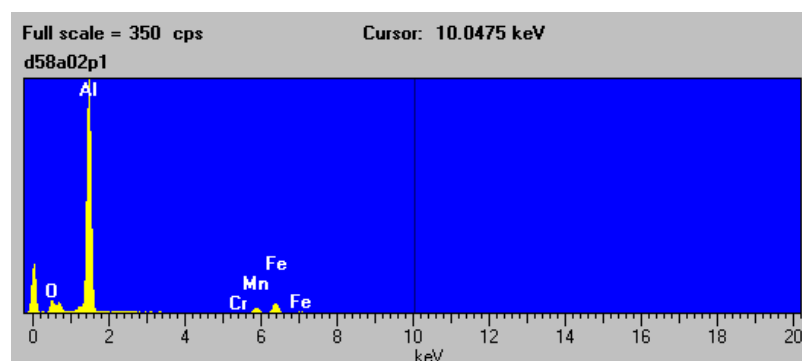


Figura 3.32 – Análise EDS para o ponto P1 (pontos brancos com corrosão envolvente).

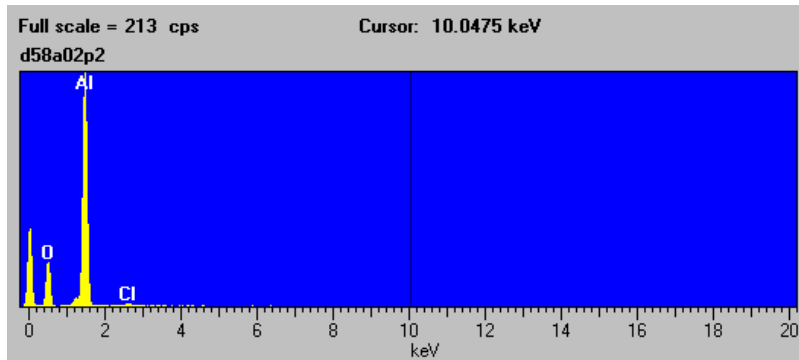


Figura 3.33 – Análise EDS para o ponto P2 (picada envolvente ao precipitado). Elementos detectados: Al, O e Cl.

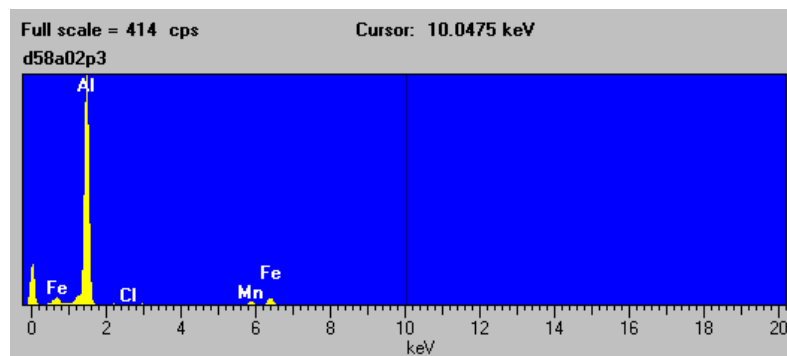


Figura 3.34 – Análise EDS para o ponto P3 (precipitado branco sem corrosão envolvente). Elementos detectados: Al, Fe e Mn.

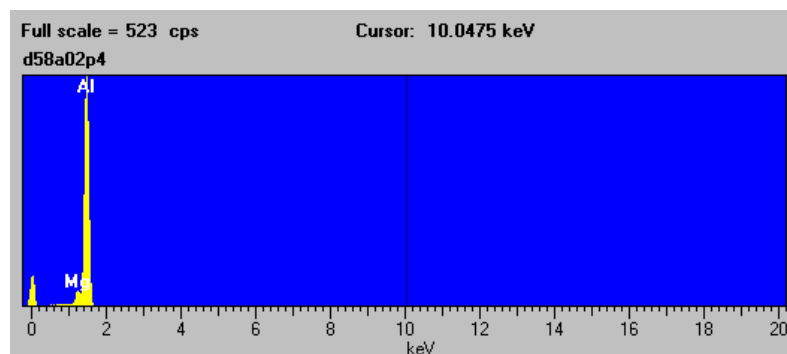


Figura 3.35 – Análise EDS para o ponto P4 (matriz fora do cordão de soldadura). Elementos detectados: Al e Mg.

As análises de EDS efectuadas permitem concluir que o principal elemento de liga da matriz de Al é o Mg. No que se refere aos precipitados em que se desenvolve uma significativa corrosão ao seu redor, verifica-se que estes são:

1) ricos em Fe, apresentado ainda algum Mn e Cr (elementos maioritários no material base, AA 5083), sendo provavelmente os precipitados Al(Mn, Fe, Cr).

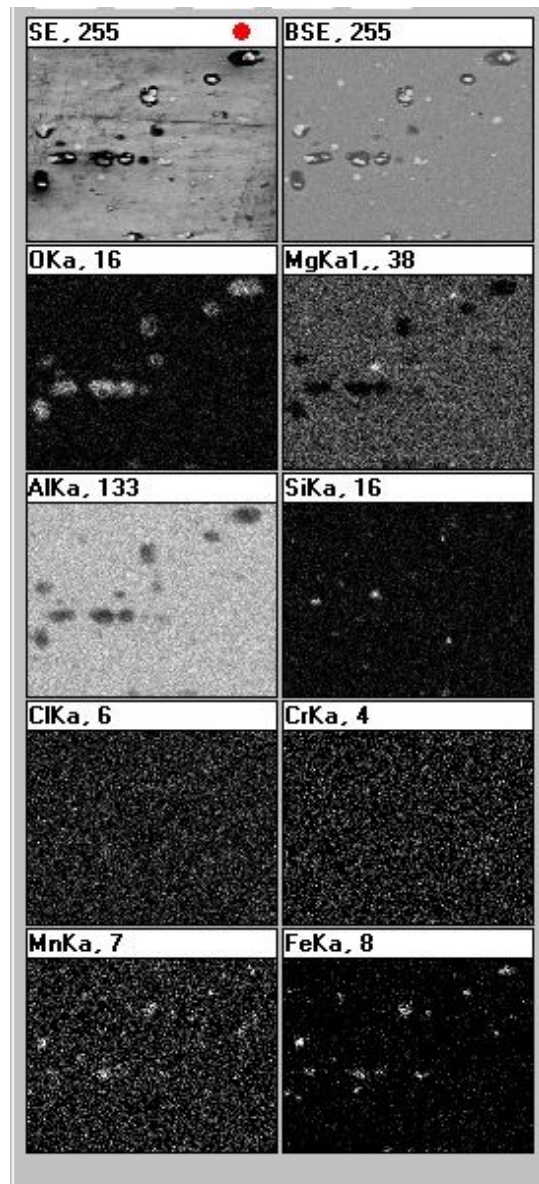
2) electroquimicamente, catódicos relativamente à matriz, dado a corrosão em seu redor apresentar sobretudo Al e O (com especial ausência de Fe), sendo o produto de corrosão provavelmente uma alumina (hidratada?).

Estas conclusões são reforçadas pelo mapeamento de raios X efectuado (figura 3.36).

As observações efectuadas vão ao encontro dos resultados de outros investigadores [39] e [40], mencionados no ponto 1.3.2. Segundo estes autores, quando estas ligas corroem livremente numa solução salina desenvolve-se um processo de corrosão localizada em que surge uma actividade catódica em redor dos precipitados de Al (Mn, Fe, Cr) resultando em picadas hemisféricas.

Com o propósito de comparar a fracção de picadas nas 3 regiões dos provetes, foram registadas 3 imagens em electrões retrodifundidos para cada uma das regiões. tabela seguinte (tabela 3.3) resume os resultados obtidos por análise de imagem com o *software* de domínio público, *Image J*.

Uma vez que não foi conseguido diferenciar regiões de picadas das eventuais porosidades microestruturais, os resultados dessa tabela englobam ambas quantidades. Estes resultados sugerem que a região do material base, relativamente ao cordão de soldadura, apresenta picadas em média maiores, sendo no entanto a fracção de área degradada muito semelhante. Contudo, é a zona intermédia que apresenta um número, dimensões e fracção de picadas significativamente superiores. Assim, esta parece ser a região mais sensível do material soldado.



A

as

Figura 3.36 – Mapeamento de rX

Tabela 3.3 – Resultados para a distribuição das picadas (incluindo porosidades) por análise das imagens obtidas em electrões retrodifundidos.

	contagens	dimensão, $\mu\text{m}$	fracção de área
Região do cordão	222,3 $\pm$ 47.4	16,2 $\pm$ 1,7	1,5 $\pm$ 0,5
Zona intermédia	290,0 $\pm$ 68.1	23,8 $\pm$ 6.6	3,0 $\pm$ 1,2
Material base	170,3 $\pm$ 69.6	19,2 $\pm$ 4,1	1,4 $\pm$ 0,8

### 3.2.4 Ensaio de voltametria após 20 horas de imersão

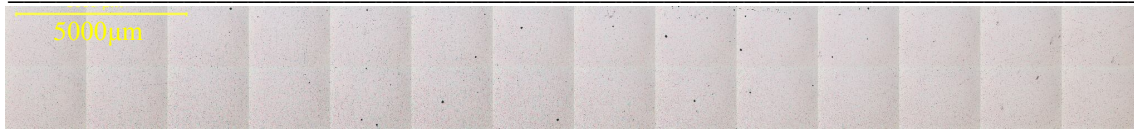
Posteriormente aos ensaios anteriores procedeu-se à imersão de uma amostra numa solução de 3% de NaCl durante 20h (ver figuras 3.37 a) e b)). Esta amostra destinou-se a um ensaio de voltametria cíclica em torno do seu OCP. Este ensaio teve como objectivo esclarecer qual das regiões do provete, dentro ou fora do cordão, é que apresentava uma maior velocidade de corrosão, para curtos tempos de imersão. Para esse efeito, recorreu-se ao método de Tafel para determinação da densidade de corrente de corrosão,  $i_{\text{corr}}$ .



Figura 3.37 - Imagem da amostra quando sujeita a imersão em NaCl a 3% e da amostra após 20h imersão, a) dentro da solução e b) fora da solução.

Na imagem (figura 3.37 b)) consegue-se visionar a alteração do aspecto após a imersão em NaCl inclusivamente a zona do cordão ficou bem delineada podendo se ver, claramente, os passos de soldadura efectuados (3 passos).

As 2 imagens seguintes (figuras 3.38 e 3.39) reforçam a afirmação anterior e traduzem, a uma escala mais microscópica, as observações macroscópicas reportadas à figura 3.37 (essa por observação a olho nu): maior corrosão na zona intemédia.



**Figura 3.38 - Imagem de um varrimento por MO feito num provete abrangendo as zonas fora e dentro do cordão antes da imersão na solução salina.**



**Figura 3.39 - Imagem de um varrimento por MO feito num provete abrangendo as zonas fora e dentro do cordão após 20 horas de imersão em NaCl 3%.**

Tal como para as amostras sujeitas a muito curtos tempos de imersão, também estas amostras foram sujeitas a ensaios de voltametria cíclica, tentou-se aqui comparar, electroquimicamente, as 3 zonas do material soldado. Para permitir a avaliação das densidades de corrente de corrosão, mas evitar alterações significativas na condição das superfícies experimentadas, os ensaios iniciaram-se só a 100 mV abaixo do valor de OCP avaliado. Comparativamente, aos ensaios de voltametria para reduzidos tempos de imersão (ver secção 3.2.1) verifica-se aqui que o patamar de passivação é consideravelmente mais reduzido ou inexistente, o que traduz uma corrosão em claro desenvolvimento ao fim de 20 horas de imersão.

Por aplicação do método de Tafel a estes resultados, determinaram-se as respectivas densidades de corrente de corrosão. Para esse efeito, utilizou-se o *software Voltmaster 4* da Radiometer Analytical que permite o cálculo semi-automático desses valores. Os valores obtidos (tabela 3.4) mostram que o  $i_{corr}$  é muito superior nos ensaios realizados no interior do cordão, o que está de acordo com o sugerido quando dos ensaios de OCP e EIS (ver secção 3.2). Quanto aos resultados para a “região intermédia”, estes não foram aqui considerados dada a fraca reprodutibilidade das curvas de polarização, explicada pela estreita largura dessa região comparativamente ao diâmetro do “o-ring”.

Comparando os resultados de  $i_{corr}$  para a região interior ao cordão com a região fora do cordão, verifica-se que para curtos tempos de imersão a corrosão no interior do cordão foi mais acentuada. Estes resultados reforçam as conclusões retiradas para a evolução dos valores de OCP e de EIS (secção 3.2.2).

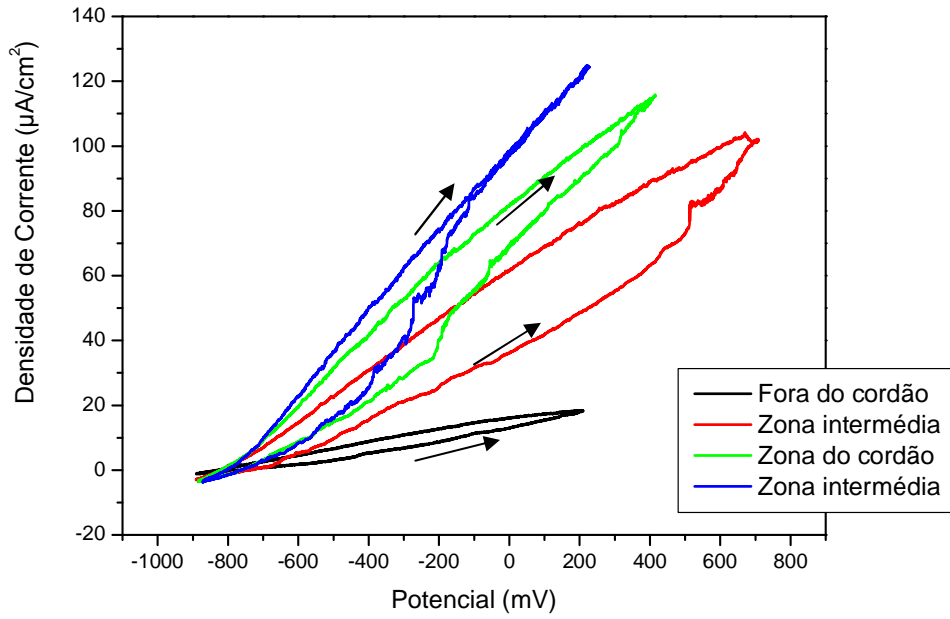


Figura 3.40 - Curvas de voltametria após 20h de imersão em NaCl 3%.

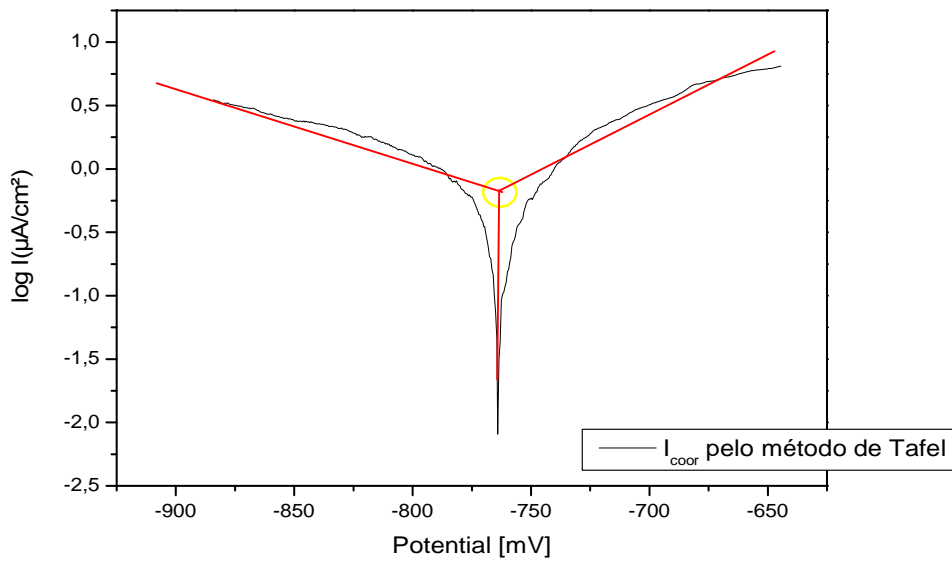


Figura 3.41 - Figura exemplificativa do cálculo de  $I_{\text{corr}}$  pelo método de Tafel obtida segundo o software *Voltmaster 4*.

**Tabela 3.4 - Valores obtidos pelo método de Tafel**

	<b>I<sub>corr</sub></b> ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	<b>R<sub>p</sub></b> ( $\text{k}\Omega\cdot\text{cm}^2$ )
<b>Fora do cordão</b>	0,3933	n.d.
<b>Dentro do cordão</b>	0,9701	27,08

n.d. – não foi possível determinar

### 3.2.5 Outros ensaios

Houve recurso a outros ensaios, mas que não apresentaram resultados significativos.

Foi feito um ensaio de elipsometria espectroscópica para verificar qual a espessura da camada de óxido de alumínio que se forma naturalmente, por corrosão atmosférica, na superfície de uma secção transversal previamente polida. Para tal, a amostra, polida até à condição de espelhada, foi exposta cerca de 30 dias ao ar.

Verificou-se que após esse período de exposição a camada apresentava sobre o material base, apenas, cerca de 100Å.

O elipsómetro utilizado foi o *Horiba Jobin Yvon HR460* dos laboratórios do I3N/CENIMAT.

## 4 Conclusões e sugestões

A soldadura de materiais é um processo com algum grau de complexidade visto que envolve um controlo de uma vasta quantidade de variáveis inter-relacionadas. Embora esta técnica de junção de materiais já exista há muitos anos, hoje em dia ainda é objecto de estudo e de grande interesse, especialmente quando respeita a novos materiais ou ligas, como é o caso de algumas novas ligas de alumínio. A soldadura do alumínio e suas ligas é considerada complexa, possivelmente devido a ser mais recente que, por exemplo, a soldadura de aços. Um dos grandes problemas associados à soldadura do alumínio é o aparecimento de porosidades. Neste trabalho não foram avaliadas as diversas variáveis de processamento, tendo sido apenas estudado, com o tipo de soldadura que é mais frequentemente efectuada nos estaleiros do Arsenal do Alfeite, qual a susceptibilidade à corrosão da região soldada, comparativamente à região circundante.

Na pesquisa bibliográfica efectuada não se encontraram muitas publicações respeitantes a este tema, pelo que o presente estudo teve pouco suporte experimental prévio. Além do interesse na avaliação da afectação da soldadura na resistência à corrosão da liga de alumínio 5083-O/H111, segundo diferentes condições de operação, houve, sobretudo, o interesse mais básico em definir quais os métodos e condições de ensaios de corrosão que poderiam ser mais úteis em estudos futuros, ou seja, as metodologias mais promissoras relativamente à avaliação da resistência à corrosão da união por soldadura destes materiais.

Em resumo, as conclusões consideradas mais significativas são:

- Nos provetes soldados não se conseguiu distinguir, recorrendo a medições de microdurezas, uma zona que se possa classificar claramente como de ZTA.
- Através de microscopia óptica verificou-se a existência de 3 regiões microestruturalmente distintas: a zona do cordão, a zona fora do cordão (material base) e uma zona intermédia entre estas 2 zonas. A zona intermédia com cerca de 500  $\mu\text{m}$ , evidenciava uma clara diferença na densidade e dimensão de precipitados e/ou microporosidades intergranulares, sendo estes mais grosseiros, nas regiões mais próximas do cordão.

Por ataque químico com o reagente de Keller ou por simples imersão em NaCl verificou-se que a zona visualmente mais densamente afectada é a zona do cordão e a zona intermédia. Longe do cordão, o ataque ácido ou salino revelou uma contrastação mais uniforme, com excepção de certos locais onde se verifica uma maior concentração de precipitados ou de precipitados mais grosseiros.

- Os resultados de OCP e EIS (não efectuados para a zona intermédia) permitiram confirmar que a região do cordão de soldadura é, nos primeiros instantes de imersão, mais nobre (valores de OCP e resistividades eléctricas avaliadas por EIS, mais elevadas). Este facto pode ser explicado dado se ter utilizado como material de adição uma liga de alumínio com maior resistência à corrosão (teores superiores de Mg) e, por isso, numa condição inicial de passivação ao ar mais eficaz.

- As observações por microscopia reflectem uma corrosão inicial localizada (picadas?), desenvolvendo-se esta em torno dos precipitados que afloram à superfície do material e estão, ou vão sendo, expostos ao meio (veja-se as micrografias da figura 3.30). As flutuações nas medidas de OCP e EIS, em especial no cordão de soldadura durante os primeiros instantes de imersão (veja-se os resultados de OCP e EIS da figura 3.17 e 3.20, respectivamente) confirmam a importância deste modo de corrosão mais localizado. Dado o cordão de soldadura ser a região em que existe uma maior concentração de heterogeneidades (químicas e físicas), resultantes do processo de soldadura, este resultado não é muito surpreendente.

- A rápida queda dos valores de OCP e de  $R_2$  para as medidas registadas no interior do cordão (vejam-se as figuras 3.18 e 3.21), ao contrário do que é observado para o material base, mostram a influência da densidade das heterogeneidades na nucleação das picadas. As micrografias da figura 3.22, respeitante a uma amostra sujeita a 84 dias de imersão, mostram uma corrosão mais densa na zona do cordão, superfície mais irregular e com maior densidade de picadas, embora sendo estas de pequeno diâmetro, comparativamente às picadas grosseiras, mas mais escassas, numa zona fora do cordão (repare-se que nesta região ainda se vislumbram alguns riscos do polimento). Os ensaios de voltametria, após 20 horas de imersão na solução, confirmam que a velocidade de corrosão, medida pela densidade de corrente de corrosão, é de facto superior na região do cordão (ver tabela 3.4).

- 
- Mais difícil de explicar é a gradual aproximação, no comportamento químico entre a zona do cordão e a zona fora do cordão, avaliada pelos valores de OCP e pelos valores de  $R_2$  (ensaios de EIS), após cerca de 15 dias de imersão na solução (vejam-se os resultados comparativos representados nas figuras 3.18 e 3.21). Estes resultados sugerem que após os primeiros dias de corrosão, a “galvanização” da corrosão pelos precipitados perde muito da sua importância, sendo a corrosão controlada, sobretudo pela matriz de alumínio. A justificação deste comportamento deve-se prender com o facto de só os precipitados à superfície puderem contribuir para a nucleação e desenvolvimento de picadas. Assim, quando a corrosão em torno dos precipitados isola estes da matriz, o efeito de corrosão galvânica que estes possam ter na continuação da corrosão é significativamente reduzido e a velocidade média de corrosão deverá diminuir. A não continuidade entre os precipitados (inexistência de uma rede contínua de precipitados) faz com que a velocidade de corrosão tenda a estabilizar.
  
  - As observações por microscopia óptica em secções seccionadas das amostras sujeitas a diferentes tempos de nevoeiro salino, mostram que, com a excepção de um curto período inicial, a profundidade das picadas não aumenta significativamente (veja-se os histogramas para o número de picadas em função das suas profundidades, figura 3.26 a) e b)): para a zona do cordão, a profundidade das picadas é menor após 58 dias de exposição, comparativamente à profundidade de picadas após 15 dias de exposição.
  
  - Na amostra exposta 58 dias à atmosfera de nevoeiro salino conseguiu-se mostrar, recorrendo à microscopia electrónica de varrimento com análise por EDS, que os precipitados de Al(Mn, Fe, Cr) geram uma actividade catódica em seu redor, sendo estes os principais responsáveis pela corrosão localizada observada na forma de picadas.
  
  - No seu conjunto, estas observações apontam para uma não estabilização das picadas, nucleadas junto aos precipitados, o que leva a supor que o tempo de imersão ou de exposição aos meios salinos não foi suficiente para desenvolver no interior das picadas uma solução estagnada, ácida e com elevada concentração em cloretos, que permitisse autocatalizar o mecanismo de corrosão por picadas. Em resumo, o principal modo de corrosão observado poderá ser considerado do tipo intergranular (desenvolvido maioritariamente na interface de alguns precipitados) com forte carácter galvânico (desenvolvido junto dos precipitados Al(Fe,Mn,Cr)), aparentando uma corrosão por picadas. Assim, estas observações sugerem que o tempo máximo de imersão, 84 dias (com renovação da solução aos 50 dias), foi insuficiente

para estabilizar uma verdadeira corrosão por picadas, como seria típico de “alumínios” expostos a meios com cloretos.

- Devido às limitações experimentais da célula não foi possível obter conclusões seguras sobre a velocidade de corrosão na zona intermédia, no entanto, as observações por microscopia óptica e electrónica sugerem que a corrosão nesta região foi mais intensa (veja-se a micrografia da figura 3.39, relativa a uma amostra sujeita a 20 horas de imersão na solução salina, e a tabela 3.3 respeitante à distribuição das picadas entre as 3 zonas).

Então, para além dos resultados da susceptibilidade à corrosão da liga de Al 5083-O/H111 e das conclusões retiradas deste estudo, podemos afirmar que, de entre os ensaios experimentados, aqueles que forneceram mais informações quantitativas acerca deste estudo, foram os ensaios de OCP e EIS. Por outro lado, a microscopia óptica e electrónica revelaram-se indispensáveis para a compreensão de alguns efeitos microestruturais na corrosão, juntamente com análise elementar por EDS, para a identificação dos precipitados mais activos.

Futuros trabalhos nesta área poderão ser realizados no que diz respeito a outras técnicas de soldadura (exemplo: soldadura por fricção linear, que não havendo fusão de materiais pode ser que evite a formação de porosidades), estudo da influência que os parâmetros de soldadura têm na corrosão, possivelmente ensaios de corrosão reais em ambientes marítimos, mas deverão ter em conta os ensaios acima mencionados que se revelaram importantes para este tipo de estudo. Para os ensaios de corrosão é recomendável ensaios com maiores tempos de imersão, uma vez que para os tempos ensaiados não se estabilizou uma verdadeira corrosão por picadas, ou seja, com um destacado avanço destas para o interior do metal, como seria de esperar para uma liga de alumínio em meios húmidos ricos em cloretos.

Também será porventura interessante um estudo comparativo com outras ligas de alumínio apresentando estas um menor teor em ferro. O Fe foi o elemento mais frequentemente encontrado nos precipitados activos (precipitados onde se geraram muitas das primeiras “picadas” de corrosão) do presente material.

## Bibliografia

- [1] SANTOS, José F. Oliveira; QUINTINO, Luísa; “Processos de Soldadura”; Edição do Instituto de Soldadura e Qualidade; Oeiras; 2006; ISBN: 972-9228-73-6
- [2] BRITO, Gonçalves; GORDO, José Manuel; “Tecnologia Naval – Materiais Metálicos”; IST-UTL; Lisboa; 2004/2005
- [3] <http://www.uniaonaval.pt/port/divulgacao1.html>
- [4] “Welding Aluminium: Theory and Practice”, The Aluminium Association, Second Edition, June 1991
- [5] “Aluminium in the marine environment”, Hydro Aluminium Veskest, April 2002
- [6] KAUFMAN, J. Gilbert; “Introduction to Aluminium Alloys and Tempers”; ASM International
- [7] “Rules of Classification of Hight Speed, Light Craft and Naval Surface Craft”, Det Norsk Veritas, January 2004
- [8] ANDERSON, Tony; “The history of aluminium welding”; AlcoTec Wire Corporation, USA
- [9] BRANDES, E.A.; BROOK, G. B.; “Smithells Light Metals Handbook”; Butterworth-Heinemann; England; ISBN: 0 7506 3625 4
- [10] EYRES, D.J.; “Ship Construction”; Fifth Edition; Butterworth-Heinemann; England; 2001; ISBN: 0 7506 4887 2
- [11] [http://www.infomet.com.br/metais-e-ligas-conteudos.php?cod\\_tema=10&cod\\_secao=11&cod\\_assunto=53](http://www.infomet.com.br/metais-e-ligas-conteudos.php?cod_tema=10&cod_secao=11&cod_assunto=53)
- [12] [www.matweb.com](http://www.matweb.com)
- [13] BRITO, Gonçalves; GORDO, José Manuel; “Tecnologia Naval – Tecnologia de Processamento de Materiais”; IST-UTL; Lisboa; 2003/2004
- [14] MATHERS, Gene; “The welding of aluminium and its alloys”; Woodhead Publishing Lda; Cambridge, England; 2002; ISBN: 1 85573 567 9
- [15] BRITO, Gonçalves; GORDO, José Manuel; “Tecnologia Naval – Tecnologia Naval e Comportamento dos Materiais no Meio Ambiente”; IST-UTL; Lisboa; 2004/2005
- [16] SILVA, Rui; “Notas para apoio à disciplina de Degradação de Materiais Metálicos”; DCM-FCT-UNL; 2004/2005

- [17] FERREIRA, Mário G.S.; “Folhas de apoio à cadeira de Corrosão e Protecção”; IST-UTL; Março 2001
- [18] SMITH, William F.; “Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais”; McGraw-Hill, 3ª edição; 1998; Lisboa; ISBN: 972-8298-68-4
- [19] ALMEIDA, M. Elisabete M.; FERREIRA, Mário G.S.; “Corrosão Atmosférica – Mapas de Portugal” Edição INETI/IMP/LTR; Lisboa; ISBN: 972-676-161-1
- [20] SILVA, Rui J.C.; “Apontamentos para apoio à disciplina de Tratamentos Térmicos e Mecânicos”; DCM-FCT-UNL; 2005
- [21] VARGEL, Christian; JACQUES, Michel; SCHMIDT, Martin P.; “Corrosion of Aluminium”; Elsevier; ISBN: 0 08 044495 4.
- [22] <http://pt.esab.net/index.asp?item=97488>
- [23] ASM INTERNATONAL HANDBOOK COMMITTEE; “ASM Handbook – Welding, Brazing and Soldering”, volume 6; The Materials Information Society; 2003; ISBN: 0-87170-382-3
- [24] VELHINHO, Eng. Alexandre; “*Trabalhos de laboratório*”; Universidade Nova de Lisboa, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Departamento de Ciência dos Materiais; Setembro de 1991
- [25] SILVA, Rui; “*Notas para apoio à disciplina Metalurgia Física e Metalografia*”; DCM-FCT-UNL; 2002-2003
- [26] <http://mse.iastate.edu/microscopy.html>
- [27] Silva, Rui; *Guião para o relatório relativo ao trabalho de Módulo de Microscopia Electrónica da disciplina de Laboratoriais*, 2003/2004
- [28] Silva, Rui; *Notas de apoio ao módulo de Microscopia electrónica da disciplina de técnicas laboratoriais avançadas*, 2003/2004
- [29] <http://www.degeo.ufop.br/laboratórios/microlab/mev.htm>
- [30] CUBBERLY, William H, dir; ASM Handbook, 9<sup>th</sup> ed – Metallography and Microstructure; Materials Park, USA; The Materials Informations Society, 1985
- [31] KOU, Sindo, *Welding Metallurgy*, Wiley Interscience, a John Wiley & Sons, Inc., Publication, 2<sup>nd</sup> edition 2003, New Jersey
- [32] Miranda, Rosa; *Notas de apoio à disciplina de Soldadura*, FCT-UNL, 2007/2008
- [33] <http://www.answers.com/topic/welded-joint> (27-10-2008)
- [34] [http://www.thermadyne.com/IM\\_Uploads/DocLib\\_1524\\_208-213.pdf](http://www.thermadyne.com/IM_Uploads/DocLib_1524_208-213.pdf) (29-4-2008)
- [35] <http://www.abcem.com.br/galvanize/materia3.php> (4-11-2008)

- [36] <http://www.gordonengland.co.uk/corrosion.htm> (4-11-2008)
- [37] [http://www.corrosionclinic.com/types\\_of\\_corrosion/aluminium\\_exfoliation\\_corrosion.htm](http://www.corrosionclinic.com/types_of_corrosion/aluminium_exfoliation_corrosion.htm) (4-11-2008)
- [38] “*Aluminum and the Sea*”; Pechiney Rhenalu ALCAN Group; 2004
- [39] A. Aballe, M. Bethencourt, F. J. Botana, M. J. Cano, M. Marcos; “*Influence of the cathodic intermetallics distribution on the reproducibility of the electrochemical measurements on AA5083 alloy in NaCl solutions*”; Corrosion Science 45 (2003) 161-180.
- [40] A. Aballe, M. Bethencourt, F. J. Botana, M. J. Cano, M. Marcos; “*Localized alkaline corrosion of alloy AA5083 in neutral 3,5% NaCl solution*”; Corrosion Science 43 (2001) 1657-1674
- [41] Hosni Ezuber, A. El-Houd, F. El-Shawesh; “*A study on the corrosion behavior of aluminum alloys in seawater*”; ScienceDirect; Materials and Design xxx (2007) xxx-xxx
- [42] S. Katsas, J. Nikolaou, G. Papadimitriou; “*Corrosion resistance of repair welded naval aluminum alloys*”; ScienceDirect; Materials and Design 28 (2007) 831-836
- [43] [www.ee.pucrs.br/~eleani/Protegidos/3-%20estrutura\\_cristalina.ppt](http://www.ee.pucrs.br/~eleani/Protegidos/3-%20estrutura_cristalina.ppt)
- [44] FERNANDES, João Carlos Salvador; “*Corrosão por Picadas em Alumínio Modificado por Implantação Iónica de Tungsténio*”; Dissertação de Doutoramento em Engenharia Química; IST/UTL, 1997

## Anexos

### Anexo I – Formas de Corrosão

É conveniente classificar a corrosão pelos modos em que esta se manifesta, em que a base desta classificação é o aspecto. Usualmente a olho nu já é possível identificar a forma de corrosão <sup>[16]</sup>.

A corrosão nos metais pode aparecer ao longo de toda uma superfície (corrosão generalizada) e tem como consequência uma perda de espessura do metal. Apesar de provocar perdas elevadas de material. A corrosão também pode surgir localizada, sendo esta bem mais perigosa do que a corrosão generalizada, pois aparece em pequenas áreas, é difícil de detectar e de prever as suas consequências, originando falhas <sup>[17], [22]</sup>.

Segundo Mars G. Fontana existem oito formas de corrosão húmida, em que todas elas estão mais ou menos correlacionadas. Como este trabalho está focalizado para o meio marinho vamos apenas citar aquelas formas de corrosão que estão mais relacionadas com esse meio e com o Alumínio. Haverá mais formas de corrosão, mas estas são aquelas que mais se evidenciam <sup>[16] [38]</sup>.

- Corrosão galvânica
- Corrosão por picadas
- Corrosão por fendas ou intersticial (*crevice corrosion*)
- Corrosão intergranular

Também é de referir ainda a corrosão por erosão – cavitação (devido à acção mecânica das hélices) e a corrosão microbiológica (devido aos organismos e microorganismos existentes na água do mar e do rio).

## ***I-0 Características da água do mar [21]***

No caso deste trabalho, como se trata de ligas de alumínio aplicadas à construção naval e ao contacto com o meio marítimo, a água do mar vai ser a principal fonte de agentes corrosivos para estas ligas. Como tal, vamos ver algumas características da água do mar e que influência têm na corrosão.

### **- Salinidade**

Nos grandes oceanos (Atlântico, Indico, Pacífico), todos eles apresentam uma salinidade idêntica entre os 32 e 37,5g de sais dissolvidos por litro. Na tabela abaixo podemos verificar alguns dos sais inorgânicos presentes na água do mar.

Estudos de corrosão efectuados mostram que a resistência à corrosão do alumínio é idêntica independentemente de se for mar ou oceano.

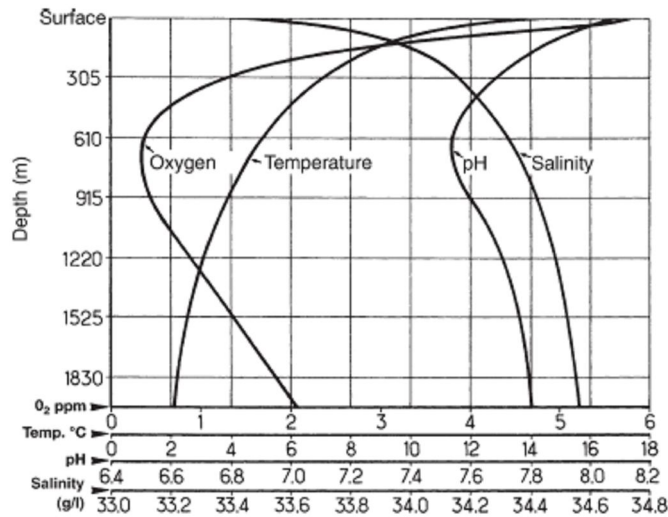
### **- Temperatura**

O aumento da temperatura faz aumentar a resistência à corrosão dos metais. A solubilidade do oxigénio diminui, a actividade biológica aumenta, os precipitados de carbonatos de magnésio e cálcio aumentam e com isto formam um filme protector contra a corrosão.

No caso dos alumínios não se verifica qualquer diferença na resistência à corrosão entre águas quentes e frias.

### **- pH**

A estabilidade do óxido protector do alumínio mantém-se com as alterações do pH. Isto explica a boa resistência à corrosão do alumínio no mar.



**Figura A1.1 - Concentração do oxigénio dissolvido, salinidade, temperatura e pH em função da profundidade <sup>[21]</sup>.**

### - Velocidade da corrente

A velocidade da corrente não tem grande influência na resistência à corrosão até cerca de 9m/s (cerca de 17,5 nós). A partir desta velocidade já se verifica (verificado por testes) que o óxido protector já se torna um pouco instável e poderá suceder-se uma corrosão intermetálica, regular e uniforme.

### ***I-1 Corrosão Galvânica [16], [17]***

Este tipo de corrosão ocorre normalmente quando existe uma diferença de potencial entre dois metais diferentes quando imersos numa solução corrosiva ou condutora. Se estes materiais são postos em contacto (ou electricamente ligados), uma corrente eléctrica estabelece-se entre eles. O metal menos nobre torna-se anódico, relativamente ao metal mais nobre. Normalmente o metal catódico, ao contrário do metal anódico corrói pouco ou nada.

No que respeita a metais puros, o comportamento anódico/catódico de um par galvânico pode frequentemente ser previsto por comparação dos potenciais padrão dos metais envolvidos.

Maioritariamente, os materiais utilizados em engenharia são ligas e não metais puros.

DISSOLUTION POTENTIALS MEASURED IN NATURAL SEA WATER IN MOTION AT 25°C		DISSOLUTION POTENTIAL OF ALUMINIUM ALLOYS (NaCl SOLUTION, H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> , ASTM G 69)	
Alloy	Dissolution Potential (mV SCE) (*)	Alloy	Potential mV SCE
Graphite	+ 90	1050A	- 750
Stainless steel	- 100	3003	- 740
Titanium-	- 150	5052	- 760
Inconel	- 170	5056	- 780
Cupronickel 70-30	- 250	5083	- 780
Cupro-nickel 90-10	- 280	5086	- 760
Bronze	- 360	5154	- 770
Brass	- 360	5182	- 780
Copper	- 360	5454	- 770
Lead	- 510	5456	- 780
Mild steel	- 610	6005A	- 710
Cast iron	- 610	6050	- 710
Cadmium	- 700	6061	- 710
Aluminium	- 750	6063	- 740
Zinc	- 1 130	42000 (A-S7G03)	- 820
Magnésium	- 1 600	51300 (A-G5)	- 870

**Figura AI.2 - Potenciais de dissolução de alguns materiais e ligas de alumínio [38].**

(\*) *mV SCE = millivolts, saturated in calomel electrode*

Efeito do meio ambiente: a corrosão galvânica não ocorre quando os metais estão completamente secos, pois não existe electrólito para o transporte iónico entre as duas regiões. Por outro lado, uma atmosfera rica em sais (exemplo, água do mar), resulta numa solução mais condutora e corrosiva. Em alguns meios, os potenciais de dois metais podem inverter-se relativamente um ao outro, situando-se a corrosão naquele que à partida era mais nobre.

Efeito de distância de junção: a corrosão galvânica é normalmente mais rápida junto da interface de junção dos metais. Este efeito depende muito da condutividade da solução. Este tipo de corrosão é facilmente reconhecido pela degradação mais acentuada nas proximidades da junção.

Efeito de área: uma partição desfavorável de área entre metais diferentes consiste num largo cátodo e pequeno ânodo, o que se sabe que quanto maior for a região catódica, relativamente à região anódica, maior será a velocidade de corrosão.

Como medidas preventivas da corrosão galvânica pode-se adoptar as seguintes medidas:

- a) Seleccionar combinações de metais com potenciais semelhantes na série galvânica.
- b) Evitar os efeitos de área desfavoráveis, i.e., evitar um ânodo pequeno para um cátodo grande.
- c) Isolar completamente metais diferentes, sempre que possível.

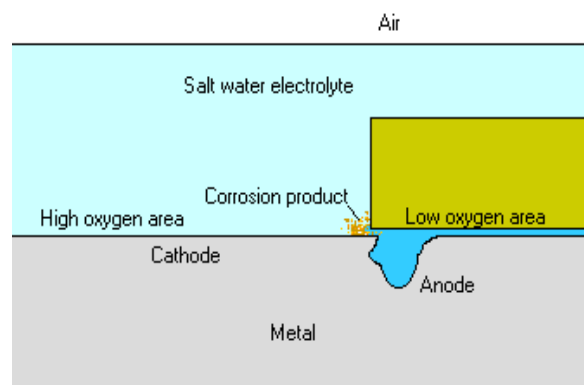
- d) Aplicar revestimentos, conservando-os em bom estado, especialmente os que revestem o metal anódico.
- e) Evitar ligações com parafusos (especialmente se o metal do parafuso tiver um potencial muito diferente dos materiais que pretende ligar).
- f) Utilizar protecção catódica, instalando um terceiro metal, anódico em relação a ambos os metais usados.

## ***I-2 Corrosão por Picadas [16], [17]***

A corrosão por picadas é uma forma de corrosão localizada que origina picadas com uma área pequena mas muitas vezes com uma profundidade considerável.

O mecanismo deste tipo de corrosão pode ser explicado considerando como exemplo que a corrosão se inicia em determinado ponto da superfície de uma chapa, e quando exposta a um meio corrosivo contendo iões  $\text{Cl}^-$ . Os iões  $\text{Cl}^-$  e  $\text{H}^+$  aceleram a reacção de dissolução do metal, o que resulta num processo químico autocatalítico. As superfícies exteriores e adjacentes à cavidade são, por outro lado, protegidas pela reacção catódica que preferencialmente aí irá decorrer. A cavidade irá desenvolver-se, predominantemente, para o interior do metal resultando numa progressiva picada (“pit”).

A densidade das picadas pode ser grande ou pequena, podendo haver neste último caso picadas isoladas. Estas, constituem, geralmente, a situação mais perigosa, já a razão área anódica/área catódica é muito pequena, sendo a densidade de corrente dentro das picadas muito alta, o que conduz a uma rápida perfuração do material.



**Figura A1.3 - Mecanismo de corrosão por picada.** [36]

A susceptibilidade à corrosão por picadas varia com os elementos de liga, microestrutura e o meio (concentração de iões agressivos, pH e temperatura).

A melhor maneira de evitar a corrosão por picadas é, quando possível, escolher um material que não sofre corrosão por picadas no meio em serviço.

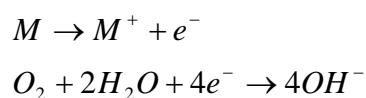
### ***I-3 Corrosão Intersticial [16], [17]***

A corrosão intersticial é uma forma de ataque localizado que ocorre em áreas protegidas nas superfícies dos metais em certos meios. Este tipo de corrosão está normalmente associado a volumes pequenos de solução estagnada existentes, retidas em furos e uniões de superfícies, depósitos sobre superfícies e nas fendas ou ranhuras sobre a cabeça de parafusos ou rebites.

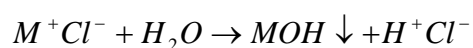
A corrosão intersticial e a corrosão por picadas têm muitos aspectos em comum, mas também por outro lado existem diferenças entre os dois processos. Ambos envolvem geralmente o estado passivo, mas a corrosão por picadas requer a presença de aniões agressivos, enquanto que na corrosão intersticial esta condição não é necessária, embora aqueles acelerem o fenómeno e estejam na maior parte dos casos presentes.

A corrosão intersticial pode ocorrer em vários meios. Soluções de cloretos, sulfatos, nitratos, etc.

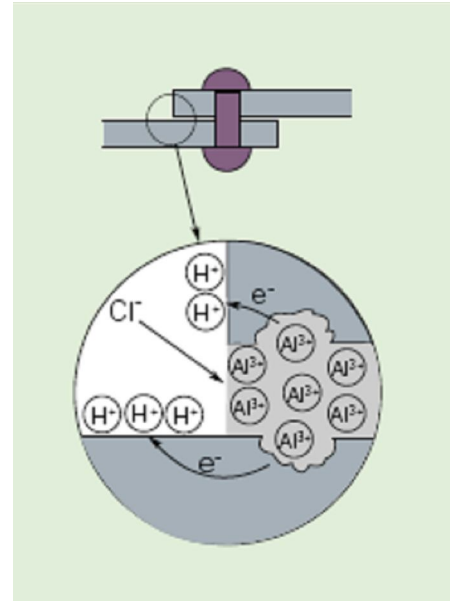
O mecanismo deste tipo de corrosão ocorre em dois períodos: iniciação e propagação. A reacção global envolve a dissolução do metal e a redução do oxigénio em iões hidróxido.



Inicialmente esta reacção ocorre uniformemente sobre toda a superfície. Após um pequeno intervalo de tempo o oxigénio no interstício é esgotado, devido à fraca renovação por convecção do líquido no interior desta, formando-se assim uma célula de concentração entre o interior e exterior do interstício. A reacção de redução passa então a restringir-se às regiões externas ao interstício. Isto tende a produzir um excesso de carga positiva ( $M^+$ ) na solução interior estagnada. Para compensar este desequilíbrio o ião cloreto ( $Cl^-$ ) migra para o interior do interstício. O aumento da concentração deste ião  $Cl^-$  no interior do interstício, resulta por equilíbrio químico com a solução, na precipitação do hidróxido do metal, que é acompanhado pela diminuição local do pH.



Esta diminuição de pH é acompanhado por um aumento de iões cloreto o que causa uma agressividade ainda maior da solução e conduz a uma ruptura permanente do filme de passivação e ao estabelecimento rápido da corrosão na liga. O período final deste mecanismo é a propagação da corrosão com dissolução do metal ou liga dentro do interstício e a reacção catódica fora do interstício.



**Figura A1.4 - Mecanismo da corrosão Intersticial** <sup>[38]</sup>

Como medidas preventivas, o ideal é evitar os interstícios e para tal podem ser tomadas várias medidas, tais como:

- a) Utilizar soldaduras contínuas em vez de parafusos ou rebites para juntar materiais.
- b) Tapar os interstícios em junções com sobreposição de material, aplicando solda por exemplo.
- c) Inspeccionar o equipamento e remover os depósitos frequentemente, remover sólidos em suspensão nos líquidos que podem causar depósitos.
- d) Projectar os equipamentos de modo a não haver acumulação de líquidos em áreas estagnadas.

#### ***I-4 Corrosão Intergranular*** <sup>[16][17]</sup>

A corrosão intergranular define-se por ser um ataque localizado, adjacente às fronteiras dos grãos e com lenta corrosão para o interior dos grãos.

Os limites de grão são quimicamente mais reactivos que a matriz, uma vez que são regiões mais desordenadas, podendo corroer-se preferencialmente.

As causas deste tipo de corrosão podem ser devidas a impurezas nos limites de grão, enriquecimento em um ou mais elementos de liga nas fronteiras de grão ou no empobrecimento em certos elementos nessas mesmas áreas.

Nas ligas de alumínio, quando ocorre precipitação nos limites de grão, aumenta a susceptibilidade de ocorrer este tipo de corrosão.

Como estamos a falar de materiais para aplicações navais podemos também falar de **corrosão por erosão**. Esta pode ser definida como a aceleração da degradação por corrosão de um material devido ao movimento relativo de um fluido (neste caso a água, que pode ser corrosivo e/ou abrasivo) com a superfície de um material.

Ao falarmos de degradação devido ao movimento de fluidos também podemos falar de degradação por cavitação que é causada pela formação e colapso de bolhas gasosas num líquido junto da superfície metálica. Este tipo de degradação ocorre em turbinas hidráulicas, hélices de navios, pás de bombas e em outras superfícies, onde existam altas velocidades do fluxo líquido combinadas com significativas variações de pressão. Este fenómeno resulta se a



pressão de um líquido, tal como a água, for reduzida rapidamente. Há formação de bolhas e o colapso destas pode gerar pressões da ordem dos 400 MPa, que é suficiente para produzir deformações plásticas na maioria dos metais e destruir filmes protectores que sejam pouco resilientes, frágeis ou de baixa tenacidade.

[16]

**Figura A1.5 - Imagem de corrosão intergranular de uma liga de alumínio exposta a um ambiente marítimo tropical.** [16]

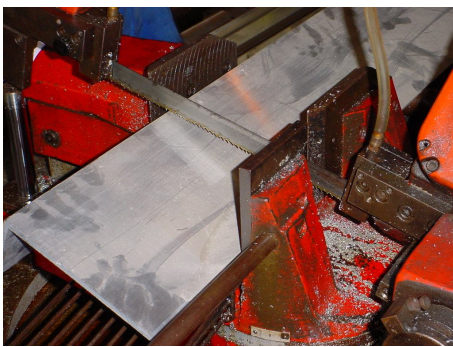
## Anexo II – Procedimentos experimentais

### II-1 Procedimento de soldadura (MIG)

Este procedimento de soldadura foi executado nas Oficinas de Construção Naval do Arsenal do Alfeite.

Podemos dividir este processo em duas etapas sendo uma a preparação das chapas a soldar e a segunda o próprio procedimento da soldadura.

Este procedimento é relativo às soldaduras topo a topo.



**Figura AII.1 – Corte de chapa de alumínio.**

Então, na primeira etapa foram realizadas as seguintes acções:

1. Selecção, recolha e corte em serra circular e/ou guilhotina das chapas de alumínio para obtenção de uma dimensão pré-definida.

2. Execução dos chanfros com uma serra circular, bem como o afagamento deles, com um disco circular para retirar as rebarbas e/ou irregularidades.



**Figura AII.2 – Afagamento de chapa de alumínio.**



**Figura AII.3 – Montagem e colocação de grampos para seguidamente soldar.**

3. Montagem das duas chapas travando-as com grampos.

4. Colocação nos topos chapas de início e fim de soldadura.
5. Colocação da cobrejunta do lado contrário ao chanfro travando-a com cunhos.

Na segunda etapa procedeu-se então a:

1. Nas chapas preparadas anteriormente, limpou-se mecanicamente a superfície com uma fresa lamelar, para retirar o óxido superficial (alumina).
2. Abre-se a garrafa de gás de protecção (Árgon).
3. Selecção dos parâmetros de soldadura no respectivo equipamento.



**Figura AII.4 – Soldadura das chapas.**

4. Soldadura das chapas.
5. Desmontagem da montagem de fixação (grampos e cunhos) bem como a cobrejunta.
6. Escovagem do cordão de soldadura de ambos os lados da chapa.

Nos provetes em T a união das chapas foi feita da seguinte forma:

1. Colocou-se manualmente uma chapa sobre a outra fazendo sensivelmente 90°.
2. Seguidamente pingou-se (pequenas soldaduras) nas pontas das chapas para mantê-las unidas sem ter que segurá-las manualmente.
3. Limpeza mecânica para retirar o óxido de alumínio.
4. Sensivelmente a 45° da junção das chapas procedeu-se à soldadura de cada um dos lados da chapa vertical.
5. Escovagem dos cordões de soldadura.



**Figura AII.5 – Preparação para limpeza mecânica.**

No caso dos provetes soldados em estufa o procedimento foi o mesmo descrito anteriormente, em que apenas as chapas durante a primeira etapa (preparação) tiveram uma lavagem em água doce seguido de secagem ao ar.

A estufa situa-se numa sala dentro da oficina de Construção Naval do Arsenal do Alfeite onde a temperatura e humidade relativa são medidas.

## **II-2 Procedimento de ensaio de raios X**

Este ensaio de inspeção radiográfica dos cordões de soldadura foi executado no laboratório de ensaios não destrutivos do Arsenal do Alfeite segundo as seguintes normas: PD 05.1/024; NP EN1435:2000; ISO10042; ISO 6520.

*Aparelho de RX:* XYLON SMART 225X

*Películas:* Kodak MX125

Parâmetros de pré aquecimento da máquina de RX:

- 100 kV
- 3 mA
- duração: 30 segundos

Então os passos para este ensaio foram:

1. Inspeção visual.
2. Pré-análise da peça para verificação de quantas exposições são necessárias.
3. Escolha da película a utilizar (variável consoante o tipo de material).
4. Identificação da película (identificação do provete, do soldador e código da posição de soldadura).



**Figura AII.6 – Equipamento de rX do Arsenal do Alfeite.**

5. Escolha do IQI – Indicador de Qualidade de Imagem. Este indicador também é função do tipo de material e espessura da chapa.
6. Posicionamento do equipamento a uma certa distância (~700 mm).
7. Determinação dos parâmetros do equipamento (tensão, intensidade e tempo). Estes parâmetros também são dependentes do tipo de material, espessura, distância foco/filme e do tipo de

película. Tem valores já tabelados.

8. Colocação da película no lado oposto ao da projecção de radiação.
9. Introdução dos parâmetros determinados anteriormente na consola de comando.
10. Exposição à radiação X seguindo os procedimentos de segurança para este tipo de ensaios.
11. Revelação da película.



**Figura AII.7 – Equipamento de exposição após rX do Arsenal do Alfeite.**



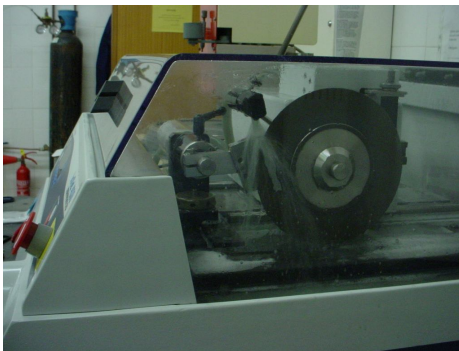
**Figura AII.8 – Densitómetro do Arsenal do Alfeite.**

12. Verificação da densidade da película através de um densitómetro. As películas são aceites se tiverem valores de densidade entre os 2 e 4.

13. Análise dos resultados e selecção dos locais (conforme o objectivo do estudo) que posteriormente os provetes serão cortados em espécimes.

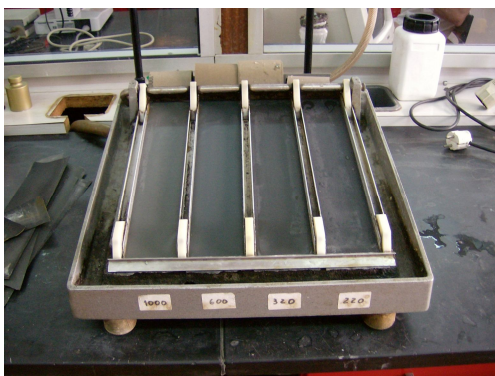
## **II-3 Preparação e caracterização metalográfica**

1. Iniciou-se esta preparação pelo corte mecânico das amostras para um tamanho mais reduzido e adequado aos ensaios que posteriormente iriam ser realizados. O aparelho utilizado na sua grande maioria foi a máquina de corte *Isomet 4000* da *BUEHLER* dos laboratórios do CENIMAT da FCT-UNL.



**Figura AII.9 - Imagens da máquina de corte Isomet 4000 da BUEHLER dos laboratórios do CENIMAT da FCT-UNL**

2. Após o corte seguiu-se a fase do desbaste e polimento através das lixas: 220, 320, 600, 1000, 2500 e 4000 tendo em conta a orientação da amostra.
3. Entre cada lixa a amostra foi passada por água corrente, lavada com álcool e seca (com secador), para evitar contaminação proveniente da lixa anterior.
4. Em cada passagem de lixa, a amostra foi rodada de 90°. Iniciou-se na lixa mais grosseira (220 *mesh*) até à mais fina (4000 *mesh*).

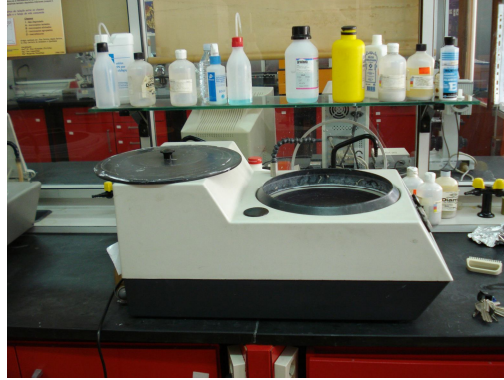


**Figura AII.10 - Mesa de desbaste com lixas de 220 a 1000.**



**Figura AII.11 - Lixas utilizadas no desbaste.**

5. Após o desbaste, procedeu-se ao polimento recorrendo a uma polidora rotativa, METASERV 2000 dos laboratórios do DCM-FCT-UNL.



**Figura AII.12 - Polidora rotativa METASERV 2000 dos laboratórios do DCM-FCT-UNL utilizada no polimento.**

6. Nesta etapa foram utilizados 3 panos diferentes e respectivas pastas de diamante com granulometrias diferentes, 6 e 3  $\mu\text{m}$ . O polimento final recorreu-se à solução de OP-S com a pasta de diamante foi utilizado Templo como agente lubrificante.



**Figura AII.13 - Alguns panos utilizados no polimento das amostras.**

e

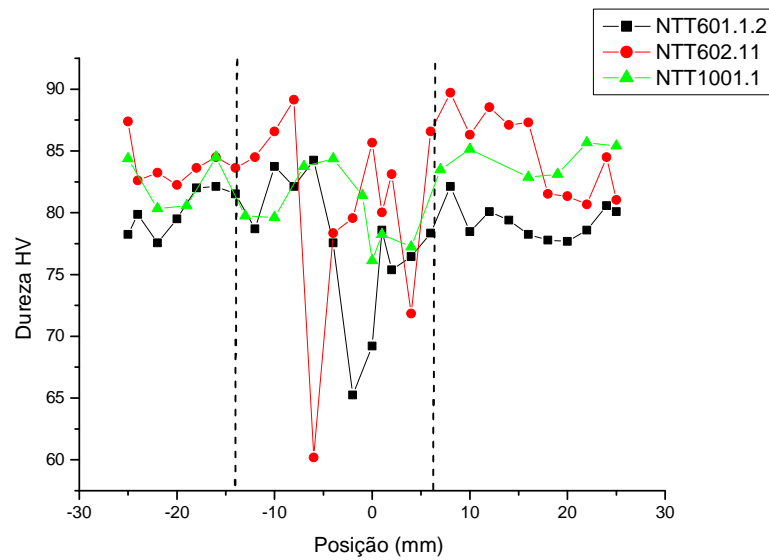
## ***II-4 Processo de desengorduramento e decapagem química***

- Desengordurou-se a peça utilizando uma solução de NaOH concentrada a 100g/L, a uma temperatura de 60°C durante 1 a 3 minutos. No fim lavou-se bem em água corrente.
- A decapagem foi efectuada numa solução de ácido nítrico, HNO<sub>3</sub> (25g/L) à temperatura ambiente durante 1 a 3 minutos (partindo de um ácido concentrado a 60%, utilizou-se 4 ml para 96 ml de H<sub>2</sub>O). No final lavou-se bem com água corrente, seguido de água destilada.

## Anexo III – Outros resultados

### III-1 Ensaio de microdurezas

A figura abaixo ilustra os resultados de microdurezas Vickers (P=200g) observados nas diferentes ligas experimentadas.



**Figura AIII.1.1 - Ensaio de microdurezas em outros espécimes de 6 e 10mm de espessura soldados topo-a-topo.**

### III-2 SEM-EDS

As figuras seguintes mostram imagens de observações efectuadas por microscopia electrónica de varrimento e consequente análise EDS.

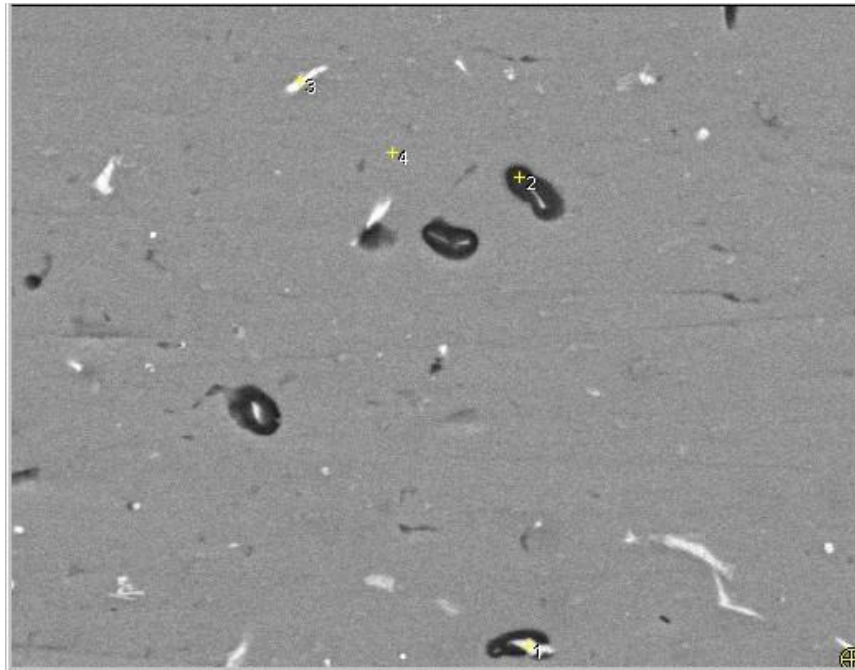


Figura AIII.2.1 – Imagem de SEM com uma ampliação de 1000x a uma zona dentro do cordão de soldadura de uma amostra sujeita a 58 dias de nevoeiro salino com os respectivos pontos assinalados (P1 a P4).

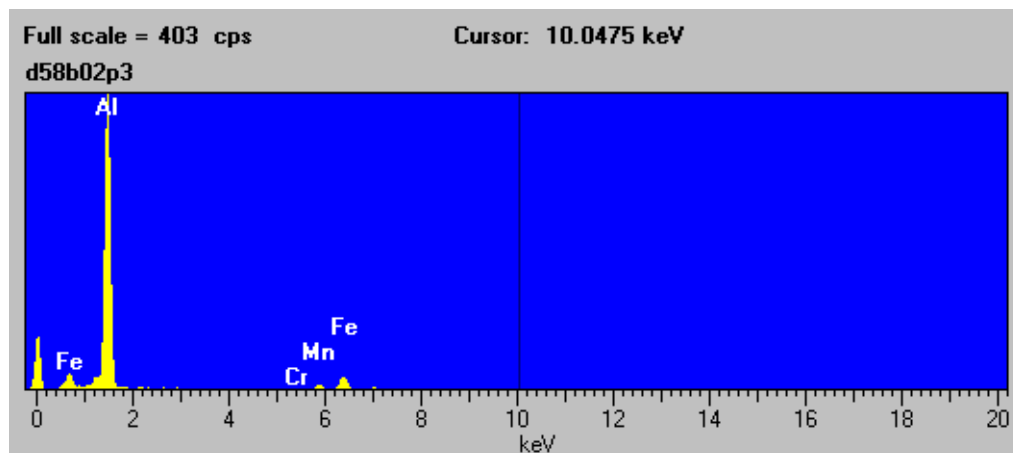


Figura AIII.2.2 – Análise EDS relativamente à figura AIII.2.1 no ponto P1.

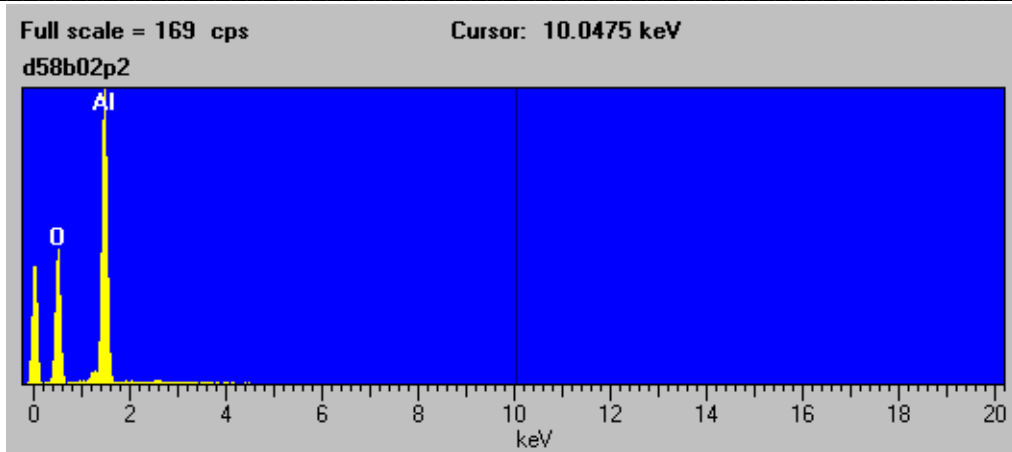


Figura AIII.2.3 – Análise EDS relativamente à figura AIII.2.1 no ponto P2.

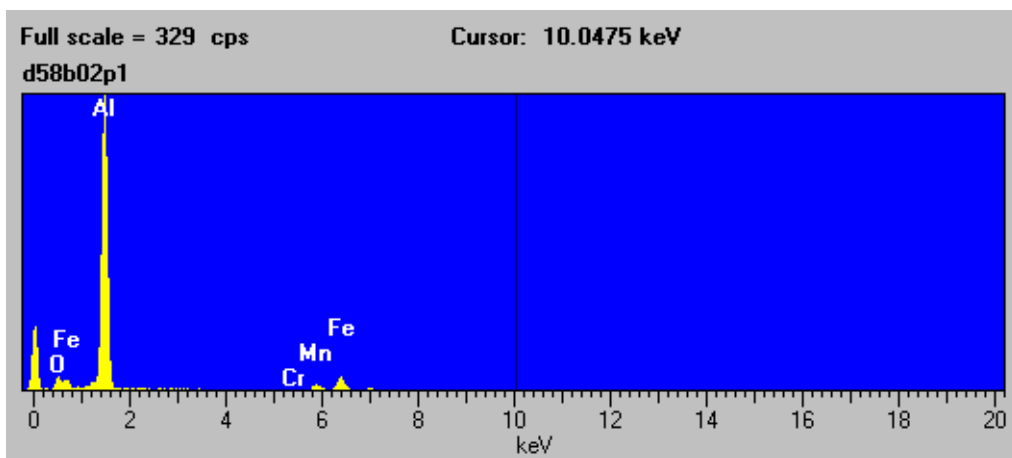


Figura AIII.2.4 – Análise EDS relativamente à figura AIII.2.1 no ponto P3.

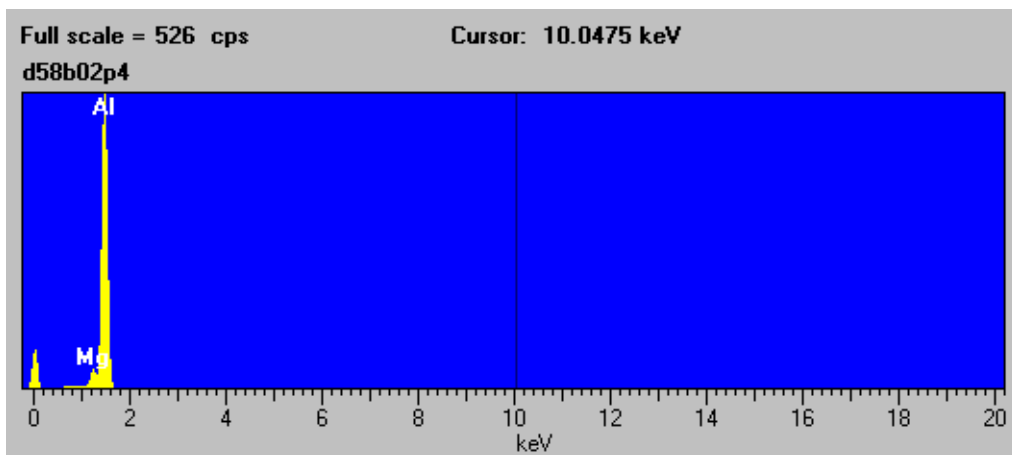
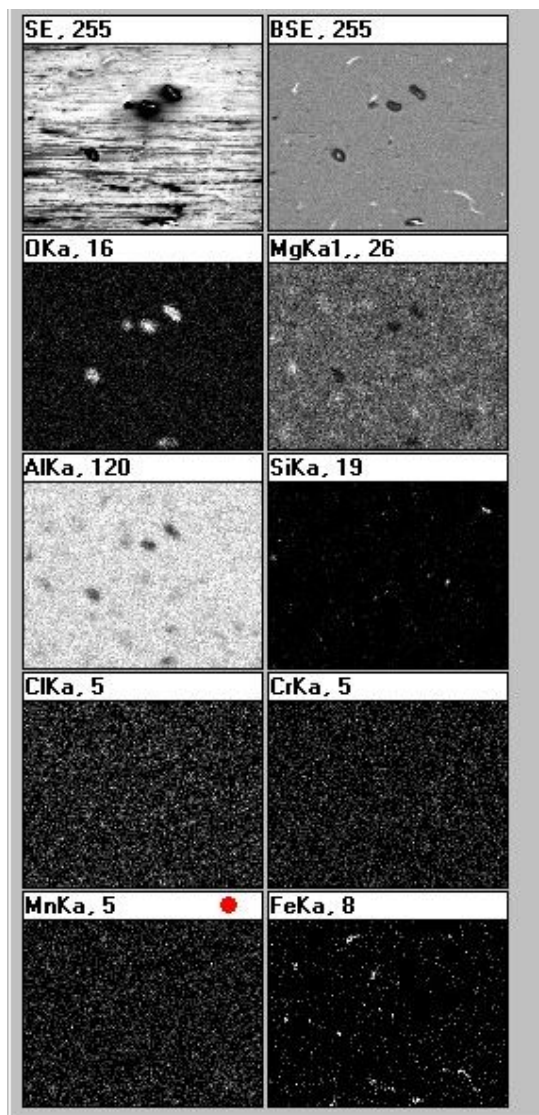


Figura AIII.2.5 – Análise EDS relativamente à figura AIII.2.1 no ponto P4.



**Figura AIII.2.6 – Mapeamento de rX por SEM-EDS de uma zona dentro do cordão de soldadura numa amostra sujeita a 58 dias de nevoeiro salino e com uma ampliação de 2000x.**