

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE PELOTAS
CENTRO DE DESENVOLVIMENTO TECNOLÓGICO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS**



TESE

**Efeito do Tempo de Atuação da Polaridade Positiva no Comportamento
Mecânico e em Corrosão de Juntas Compostas por Ligas Al-Mg com
Diferentes Teores de Mg Soldadas pelo Processo TIG CA**

FABIO DA ROCHA ALONSO

Pelotas, 2023

FABIO DA ROCHA ALONSO

**Efeito do Tempo de Atuação da Polaridade Positiva no Comportamento
Mecânico e em Corrosão de Juntas Compostas por Ligas Al-Mg com
Diferentes Teores de Mg Soldadas pelo Processo TIG CA**

Tese submetida ao corpo docente do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais-UFPEL, como requisito necessário para obtenção do grau de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Henara Lillian Costa Murray

Coorientador: Prof. Dr. José Henrique Alano

Pelotas, 2023

Universidade Federal de Pelotas / Sistema de Bibliotecas
Catalogação na Publicação

A314e Alonso, Fabio da Rocha

Efeito do tempo de atuação da polaridade positiva no comportamento mecânico e em corrosão de juntas compostas por ligas Al-Mg com diferentes teores de Mg soldadas pelo processo TIG CA / Fabio da Rocha Alonso ; Henara Lillian Costa Murray, orientadora ; José Henrique Alano, coorientador. — Pelotas, 2023.

142 f. : il.

Tese (Doutorado) — Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico, Universidade Federal de Pelotas, 2023.

1. Al-Mg. 2. TIG CA. 3. Tempo de eletrodo positivo. 4. Fases intermetálicas. 5. Corrosão por pites. I. Murray, Henara Lillian Costa, orient. II. Alano, José Henrique, coorient. III. Título.

CDD : 620.11063

FABIO DA ROCHA ALONSO

**Efeito do Tempo de Atuação da Polaridade Positiva no Comportamento
Mecânico e em Corrosão de Juntas Compostas por Ligas Al-Mg com
Diferentes Teores de Mg Soldadas pelo Processo TIG CA**

Tese aprovada, como requisito parcial, para obtenção do grau de Doutor em Ciências e Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico, Universidade Federal de Pelotas.

Data da Defesa: 10 de abril de 2023.

Banca Examinadora:

Prof^a. Dr^a. Henara Lillian Costa Murray (Orientadora)
Doutora em Engenharia, pela University of Cambridge

Prof. Dr. José Henrique Alano (Coorientador)
Doutor em Ciências e Engenharia de Materiais, pela Universidade Federal de São Carlos

Prof^a. Dr^a. Alice Gonçalves Osório (Membro interno)
Doutora em Engenharia de Materiais, pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Neftalí Lenin Villareal Carreño (Membro interno)
Doutor em Química, pela Universidade Federal de São Carlos

Prof. Dr. Kleber Eduardo Bianchi (Membro externo)
Doutor em Engenharia Mecânica, pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Dr. Daniel Souza (Membro externo)
Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais, pela Universidade Federal de Pelotas

Este trabalho é dedicado à Antônio, Francisco e Renata, pela imensa gratidão de tê-los sempre ao meu lado.

E, em especial à Nelson R. Alonso (*in memorian*) e Maria Laur C. Almeida (*in memorian*) que sempre me apoiaram e me inspiraram, meu eterno obrigado.

Agradecimentos

Ao programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais pela oportunidade de cursar o doutorado.

À Marinha do Brasil, em especial à tripulação da Estação Naval do Rio Grande pelo apoio permanente.

Aos meus orientadores Prof^a. Henara Lillian Costa e Prof. José Henrique Alano pela dedicação, interesse, incentivo, disposição em colaborar para o bom andamento do estudo e principalmente por terem muito contribuído com a minha formação.

Ao corpo técnico das oficinas e laboratórios do curso de Engenharia Mecânica, Jorge, Cristiano, Bruno, Thais e Rafael pelo apoio sempre prestativo.

Aos bolsistas de graduação Samuel Botelho, Niã Maurenre e Ana Lopes pelo imenso apoio na preparação e realização de ensaios, meu muito obrigado.

À Prof^a. Daiane Dias, EQA/FURG, pela disposição e apoio para que pudesse ser realizados os ensaios eletroquímicos.

A toda minha querida e imensa família pelo apoio, paciência e carinho.

E em especial à minha esposa Renata e aos meus filhos Francisco e Antônio pelo infinito apoio e colaboração de sempre.

RESUMO

ALONSO, Fábio da Rocha. **Efeito do Tempo de Atuação da Polaridade Positiva no Comportamento Mecânico e em Corrosão de Juntas Compostas por Ligas Al-Mg com Diferentes Teores de Mg Soldadas pelo Processo TIG CA.** 2023. 155f. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico, Universidade Federal de Pelotas, 2023.

A necessidade de reparos e modificações estruturais em embarcações e estruturas marítimas construídas em ligas de Al-Mg, muitas vezes em função da dificuldade de obtenção da liga original, faz necessária a utilização de ligas alternativas dentro da mesma série. As ligas alternativas possuem teores de Mg e de elementos secundários diferentes da liga original. O presente trabalho abrange um estudo de avaliação do comportamento mecânico e em corrosão de juntas compostas por metais de base da série 5XXX (Al-Mg) com diferentes teores de Mg soldadas pelo processo TIG CA com variação do tempo de atuação da polaridade positiva (%EP): 30%, 40% e 50% do ciclo. As ligas AA 5083 H111 (5,04% Mg) e AA 5052 F (2,81% Mg) foram utilizadas como metais de base, enquanto a liga ER 5183 (5,0%Mg) foi escolhida como metal de adição. Juntas dissimilares confeccionadas com as ligas AA 5052 F e AA 5083 H111 como metais de base e juntas similares confeccionadas somente com a liga AA 5083 H111 foram submetidas a ensaios de dureza e tração para avaliação do comportamento mecânico. Ensaios de polarização potenciodinâmica verificaram a resistência à corrosão por pite das juntas. A caracterização por MEV/EDS foi realizada antes e depois dos ensaios de polarização, a fim de identificar as fases intermetálicas e suas influências na formação dos pites. Os resultados mostraram que apesar da variação de %EP ter influenciado diretamente na largura do cordão de solda e na faixa de limpeza catódica, não ocorreram diferenças significativas na morfologia e no tamanho de grão da região do metal de solda. Os ensaios de dureza e tração não mostraram efeito da variação de %EP nas características mecânicas das juntas. Por meio de análise por MEV/EDS foi identificada a presença de fases intermetálicas ricas em Fe e Mn, possivelmente $Al_6(Mn,Fe)$, $Al(Mn,Fe,Cr,Si)$ e fases ricas em Mg e Si, possivelmente Mg_2Si , nas regiões de metal de solda e ZTA_5083, isso nas três variações de %EP. Já na região ZTA_5052 foi detectada a presença de fases ricas em Fe, possivelmente Al_3Fe , e fases ricas em Mg e Si, possivelmente Mg_2Si , nas três variações de %EP. Os ensaios de polarização eletroquímica mostraram que o potencial de corrosão das juntas soldadas é governado pela região do metal de solda, independentemente da confecção ser similar ou dissimilar e não variou com a %EP. A iniciação e propagação de pites das juntas dissimilares e similares se dá pela formação de par galvânico entre fases intermetálicas catódicas ricas em Fe como $Al_6(Mn,Fe)$, Al_3Fe , com a matriz de $\alpha-Al$, que sofre dissolução nas áreas circundantes a essas fases.

Palavras-chave: Al-Mg; TIG CA; tempo de eletrodo positivo; AA 5052; AA 5083; fases intermetálicas; corrosão por pites.

ABSTRACT

ALONSO, Fabio da Rocha. Evaluation of the mechanical and corrosion behavior of Al-Mg alloy joints with different Mg contents welded by the TIG CA process with variable positive polarity actuation time. 2023. 155f. Thesis (Doctorate in Materials Science and Engineering) – Graduate Program in Materials Science and Engineering, Technological Development Center, Federal University of Pelotas, 2023.

The need for repairs and structural modifications in vessels and marine structures built in Al-Mg alloys, often due to the difficulty in obtaining the original alloy, makes it necessary to use alternative alloys within the same series. Alternative alloys have Mg and secondary element contents different from the original alloy. The present work covers a study on the evaluation of the mechanical and corrosion behavior of joints composed of base metals of the 5XXX series (Al-Mg) with different Mg contents welded by the TIG CA process with variation of the positive polarity actuation time (% EP): 30%, 40% and 50% of the cycle. AA 5083 H111 (5.04% Mg) and AA 5052 F (2.81% Mg) alloys were used as base metals, while ER 5183 (5.0%Mg) alloy was chosen as filler metal. Dissimilar joints made with AA 5052 F and AA 5083 H111 alloys as base metals and similar joints made only with AA 5083 H111 alloy were subjected to hardness and tensile tests to evaluate their mechanical behavior. Potentiodynamic polarization tests verified the pitting corrosion resistance of the joints. The characterization by SEM/EDS was carried out before and after the polarization tests, in order to identify the intermetallic phases and their influence on pit formation. The results showed that despite the %EP variation having directly influenced the weld bead width and the cathodic cleaning range, there were no significant differences in the morphology and grain size of the weld metal region. The hardness and tensile tests did not show effect of the %EP variation on the mechanical characteristics of the joints. Through SEM/EDS analysis, the presence of intermetallic phases rich in Fe and Mn, possibly $Al_6(Mn,Fe)$, $Al(Mn,Fe,Cr,Si)$ and phases rich in Mg and Si, possibly Mg_2Si , were identified in the weld metal regions and ZTA_5083, for the three variations of %EP. In the ZTA_5052 region, however, the presence of phases rich in Fe, possibly Al_3Fe , and phases rich in Mg and Si, possibly Mg_2Si , were detected for the three variations of %EP. Electrochemical polarization tests showed that the corrosion potential of welded joints is governed by the weld metal region, regardless of whether the confection is similar or dissimilar, and did not vary with %EP. The initiation and propagation of pits in dissimilar and similar joints occurs through the formation of a galvanic couple between Fe-rich cathode intermetallic phases such as $Al_6(Mn,Fe)$, Al_3Fe , with the α -Al matrix, which undergoes dissolution in the surrounding areas.

Keywords: Al-Mg; TIG CA; positive electrode time; AA 5052; AA 5083; intermetallic phases; pitting corrosion.

Lista de Figuras

Figura 1 - Vista da popa da Lancha de Apoio ao Ensino e Patrulha: (a), sem motorização; (b) após instalação do motor; (c) reforma estrutural da popa da embarcação.....	10
Figura 2 - Corrosão severa por pite nas obras vivas do casco da LAEP.	12
Figura 3 - Ponto de infiltração nas obras vivas do casco da LAEP, devido à corrosão por pite.	12
Figura 4 - Principais elementos de liga das ligas de alumínio.....	17
Figura 5 - Diagrama de fases Al-Mg.....	22
Figura 6 - Correlação entre resistência à tração, alongamento e teor de Mg para algumas ligas Al-Mg.	23
Figura 7 - Solubilidade do hidrogênio no alumínio.	28
Figura 8 - Diagrama de suscetibilidade à trinca de solidificação em função do elemento majoritário da liga de alumínio.....	30
Figura 9 - Distribuição de potencial em um arco e suas regiões: (a) Zona de Queda Catódica, (b) Coluna do Arco e (c) Zona de Queda Anódica (esquemático).....	33
Figura 10 - Desenho esquemático da área de atuação da mancha anódica em TIG CCEN e da mancha catódica em TIG CCEP.	35
Figura 11 - Representação do tipo de processo TIG e o formato da poça de fusão. (a) Processo TIG CCEN com uma poça de fusão estreita e profunda; (b) Processo TIG CA com uma poça de fusão com dimensões intermediária a CCEN e CCEP; (c) Processo TIG CCEP com poça de fusão larga e rasa.	36
Figura 12 - Exemplo de onda quadrada, com variação de tempo de EP e EN no período..	36
Figura 13 - Região de transição na microestrutura fundida grosseira do metal de solda para uma região ZTA recristalizada.	40
Figura 14 - Microestrutura das regiões MB, MS e ZTA das juntas soldadas em (a) 110 A e (b) 120 A.	41
Figura 15 - Transição microestrutural das regiões de metal de solda (ER 5183), ZTA e metal de base (AA5183).....	41

Figura 16 - Variação da penetração e largura do cordão de solda em função da variação %EP, em três séries de repetições.....	44
Figura 17 - Diagrama de Pourbaix.	46
Figura 18 - Efeito dos principais elementos de liga no potencial de corrosão na matriz de alumínio.....	47
Figura 19 - Mecanismo simplificado da corrosão da fase Mg ₂ Si.....	48
Figura 20 - Imagem MEV, de formação de pite por dissolução da matriz em torno do precipitado Al ₃ Fe na liga AA 5052.....	49
Figura 21 - Imagem MEV do processo de corrosão localizada ao redor das partículas Al(Mn,Fe,Cr), com dissolução da matriz de alumínio circundante, de uma junta soldada composta pela liga AA 5083 e ER5356.	50
Figura 22 - Imagem da fase Al(Mn,Fe) presente na liga AA5083 antes e depois de 36 horas de imersão em solução aerada de NaCl a 3,5%.	51
Figura 23 - Imagem demonstrativa do potencial de corrosão e dureza em relação à distância do centro do cordão de solda para três tipos de ligas de alumínio. (a) liga AA 5456 e metal de adição ER 5556, processo MIG. (b) liga AA 2219 e metal de adição ER 2319, processo TIG CA. (c) liga AA 7039-T651 e metal de adição ER 5183, processo TIG CA.....	52
Figura 24 - Imagens MEV. Corrosão por pite em torno de intermetálico rico em Fe com dissolução da matriz de Al. (a) e (b) metal de base AA 6061 T6; (c) e (d) ZTA da AA 6061 T6; (e) e (h) metal de base AA 5086 H32; (i) e (j) metal de solda ER 5183. Corrosão dependente da precipitação de fase β-Al ₃ Mg ₂ nos contornos de grãos: (f), (h) e (j).....	55
Figura 25 - Croqui com as principais medidas da junta de topo, conforme AWS D1.2/1.2M_2014.....	57
Figura 26 - Procedimento de goivagem mecanizada em plaina mecânica.	59
Figura 27 - Defeito de falta de deposição de metal de adição no começo do cordão, em função da movimentação da tocha e alimentação do arame.	60
Figura 28 - Defeito operacional devido à falta de sincronização entre formação da poca e velocidade de avanço do arame.....	60
Figura 29 - Estação de trabalho para a realização de ataque eletroquímico com HBF ₄ diluído.....	65
Figura 30 - Perfil de dureza.....	67
Figura 31 - Amostra de corpo de prova para ensaios de corrosão.....	68

Figura 32 - Arranjo dos equipamentos utilizados durante os ensaios de polarização potenciodinâmica.	69
Figura 33 - Cordão de solda; largura da faixa de limpeza catódica (Lct) e largura do cordão (Lcd).	70
Figura 34 - Macrografia de uma junta dissimilar com razão de polaridade EP/EN de 30/70. Regiões A e A': metal de solda dos cordões de face e lado reverso, respectivamente. Regiões B e B': região intermediária (ZTA) entre MS e MB com a liga AA 5052F para os cordões de face e lado reverso. Região C e C': região intermediária (ZTA) entre MS e MB com a liga AA 5083 H111.	73
Figura 35 - Micrografias dos metais de base 5052 F, 5083 H111 e metal de solda ER5183.	74
Figura 36 - Microestrutura do metal de solda das juntas dissimilares D30, D40 e D50. Cordão de face e de lado reverso. Imagens capturadas sob luz polarizada. Ampliação 100X.	75
Figura 37 - Microestrutura do metal de solda das juntas dissimilares D30, D40 e D50. Cordão de face e de lado reverso. Imagens capturadas sob luz não polarizada. Ampliação 500X.	76
Figura 38 - Zona de interface entre MS e MB AA 5052 F, junta D50..	78
Figura 39 - Zona de interface entre MS e MB AA 5052 F, junta D40..	78
Figura 40 - Zona de interface entre MS e MB AA 5052 F, junta D30.	79
Figura 41 - Zona de interface entre MS e MB AA 5083 H111, junta S50.	79
Figura 42 - Zona de interface entre MS e MB AA 5083 H111, junta S40.	80
Figura 43 - Zona de interface entre MS e MB AA 5083 H111, junta S30.	80
Figura 44 - Imagem MEV da região do metal de solda das juntas dissimilares D30 (a), D40 (b) e D50 (c).....	83
Figura 45 - Imagem MEV, metal de solda d junta D30. Identificação de precipitados Al(Mn,Fe,Cr) e Al(Mg,Si).	84
Figura 46 - Imagem MEV, metal de solda d junta D40. Identificação de precipitados Al(Mn,Fe,Cr) e Al(Mg,Si).	84
Figura 47 - Imagem MEV, junta D50. Identificação de precipitados Al(Mn,Fe,Cr) e Al(Mn,Fe,Si).	85
Figura 48 - Análise DRX, junta AA5083 H111 x AA 5052 F com metal de adição ER5183. Faixa geral do espectro entre $2\theta = 30^\circ - 90^\circ$, somente fase α -Al identificada.	

Em detalhe, foco ampliado da faixa de baixa amplitude do espectro $2\theta = 30^\circ - 60^\circ$, fase $Al_6(Mn,Fe)$ identificada.	86
Figura 49 - Histograma da quantidade de partículas nas juntas dissimilares. (a) D30; (b) D40 e (c) D50.....	87
Figura 50 - Imagem MEV. Morfologia dos precipitados de segunda fase das ligas de base AA 5083 H111 (a) e AA 5052 F (b).....	88
Figura 51 - EDS de precipitado de morfologia comumente encontrado no metal de base AA 5083 H111.	88
Figura 52 - EDS de precipitado de morfologia comumente encontrado no metal de base AA 5052 F.....	89
Figura 53 - ZTA_5083 e ZTA_5052 em função da variação do %EP.....	90
Figura 54 - Imagem MEV, ZTA_5052. Precipitados de segunda fase ricos em ferro, como morfologia de bastonetes e plaquetas.	91
Figura 55 - Imagem MEV, ZA_5052. Precipitados de segunda fase ricos em Fe (1) e precipitados de segunda fase ricos em Si e Mg, (2) e (3).	91
Figura 56 - MEV/EDS da região ZTA_5083, de uma amostra D50. Partículas ricas em Fe e Mn.	92
Figura 57 - MEV/EDS da região ZTA_5083. Presença de intermetálicos ricos em Fe e Mn (1), (2), e (4) e intermetálicos rico em Si e Mg (3).....	93
Figura 58 - Mapa EDS, junta D50. Identificação de segregação e combinação dos elementos químicos Fe e Mn, e Si e Mg.	94
Figura 59 - Perfis de dureza (HV) dos cordões de face das juntas dissimilares D30, D40 e D50.	95
Figura 60 - Perfis de dureza (HV) dos cordões do lado reverso das juntas dissimilares D30, D40 e D50.....	96
Figura 61 - Perfil médio de dureza (HV) das juntas dissimilares D30, D40 e D50. ...	96
Figura 62 - Perfis de dureza (HV) dos cordões de face das juntas dissimilares S30, S40 e S50.....	98
Figura 63 - Perfis de dureza (HV) dos corões do lado reverso das juntas similares S30, S40 e S50.....	99
Figura 64 - Perfil médio de dureza (HV) das juntas dissimilares S30, S40 e S50.	99
Figura 65 - Gráfico de resistência à tração (tensão x deslocamento) das ligas AA 5083 H111 e AA 5052 F.	100

Figura 66 - Corpos de prova rompidos após ensaio de tração. (a) vista frontal: à direita AA 5052 F e à esquerda AA 5083 H111; (b) vista lateral: à direita AA 5052 F e à esquerda AA 5083 H111.	101
Figura 67 - Corpos de prova das juntas dissimilares após ensaio de tração.	102
Figura 68 - Gráfico do comportamento a resistência à tração das juntas dissimilares em função a variação de %EP.	102
Figura 69 - Corpos de prova das juntas similares após ensaio de tração.	104
Figura 70 - Gráfico do comportamento a resistência à tração das juntas similares em função a variação de %EP.	105
Figura 71 - Gráfico comparativo entre as tensões máximas à tração dos metais de base e as juntas soldadas, dissimilares e similares.	105
Figura 72 - Curva de polarização da liga AA 5052 F, em solução de 0,6M de NaCl. Ruptura da camada passiva ocorre junto ao E_{corr}	106
Figura 73 - Comportamento eletroquímico dos metais de base AAA 5083 H111 e AA 5052 F.	109
Figura 74 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda dissimilares D30.	110
Figura 75 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda dissimilares D40.	111
Figura 76 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda dissimilares D50.	111
Figura 77 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda similares S30.	112
Figura 78 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda similares S40.	112
Figura 79 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda similares S50.	113
Figura 80 - Potencial de Corrosão (E_{corr}) e potencial de pite (E_{pite}) em função dos metais de base e das juntas de solda.	114
Figura 81 – Ocorrência de corrosão por pite em diversas regiões das juntas de solda. (a) liga AA 5052F; (b) liga AA 5083 H111; (c) junta D50_MB_5083; (d) junta D4_MS; (e) junta D30_MB_50520; (f) junta S40_MB5083; (g) junta S30_MS; (h) junta S50_MB5083.	115

Figura 82 - Morfologia de pite formado na junta S30_MB_5083. Intermetálicos ricos em (Fe,Mn) com presença de Cr e Si. Início de dissolução da matriz α -Al circundante aos intermetálicos (1) e (2), com indicação em setas verdes.....	116
Figura 83 - Morfologia de pite formado na junta D50_MS.....	117
Figura 84 - Morfologia de pite formado na junta S50_MB_5083.....	117
Figura 85 - Morfologia de pite formado na junta D30_MS.....	118
Figura 86 - Fase intermetálica Al(Mn,Fe,Cr,Si), rica em Fe e Mn. Setas verdes indicando o início da dissolução anódica da matriz α -AL.....	118
Figura 87 - Fases intermetálicas ricas em Fe. Junta soldada D40_AA5052.....	119

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Vários graus de pureza do alumínio puro, conforme padrão <i>Aluminium Association</i>	15
Tabela 2 - Limite de solubilidade de elementos químicos no alumínio.....	18
Tabela 3 - Designação das ligas de alumínio não tratadas termicamente, conforme ABNT NBR ISO 209:2010.	20
Tabela 4 - Composição química e percentuais em peso dos principais elementos químicos das ligas de alumínio utilizadas na confecção das juntas soldadas.....	57
Tabela 5 - Parâmetros de soldagem.	62
Tabela 6 - Tempo de atuação de polaridade positiva e negativa no eletrodo de tungstênio, durante um período de 10 ms.....	62
Tabela 7 - Juntas similares e dissimilares em função da variação do %EP.....	63
Tabela 8 - Correlação entre tipo de junta e percentual de EP.....	66
Tabela 9 - Lcd e Lct das juntas dissimilares.....	71
Tabela 10 - Lcd e Lct das juntas similares.	71
Tabela 11 - Valores de média e desvio padrão do tamanho médio de grãos na região de MS nas juntas dissimilares.	81
Tabela 12 - Valores máximos e médios da resistência à tração das juntas dissimilares D30, D40 e D50.....	101
Tabela 13 - Valores máximos e médios da resistência à tração das juntas dissimilares S30, S40 e S50.	103
Tabela 14 - Valores médios de Ecorr e Epite, para os metais de base, juntas similares e dissimilares.....	108

Lista de Abreviaturas, Siglas e Símbolos

A1 e A2	Área catódica
AA	<i>Aluminium Association.</i>
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas.
AWS	<i>American Welding Society.</i>
CA	Corrente alternada
CIG	Corrosão intergranular
CCEN	Corrente contínua com eletrodo de tungstênio na polaridade negativa.
CCEP	Corrente contínua com eletrodo de tungstênio na polaridade positiva.
CEME-SUL	Centro de Microscopia Eletrônica da Zona Sul
DC	<i>Direct corrente</i>
E_{corr}	Potencial de circuito aberto.
E_{pite}	Potencial de pite.
EE	Escola de Engenharia.
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva.
E_{λ}	Queda de tensão na coluna de plasma.
ENRG	Estação Naval do Rio Grande.
EZC	Espessura da zona catódica.
%EP	Percentual do tempo de atuação da polaridade positiva no eletrodo de tungstênio.
FURG	Fundação Universidade do Rio Grande.
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding.</i>
λ	Volume da coluna de plasma.
LAEP	Lancha de Apoio ao Ensino e Patrulha.
Lcd	Largura do cordão de solda.
$L_{cd\text{médio}}$	Largura média do cordão de solda.
Lct	Largura da zona de limpeza catódica.
$L_{ct\text{médio}}$	Largura média da zona de limpeza catódica.
MB	Metal de base.
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MIG	<i>Metal Inerte Gas</i>
MS	Metal de solda.

NBR	Norma Técnica Brasileira.
OCP	Potencial de circuito aberto.
Rp	Resistência à polarização
TIG	<i>Tungsten Inert Gas.</i>
Va	Região de queda anódica
Vc	Região de queda catódica.
ZF	Zona Fundida.
ZTA	Zona Termicamente Afetada.

Sumário

1	INTRODUÇÃO	9
1.1	Objetivos	13
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
2.1	Alumínio e suas ligas	14
2.1.1	Classificação das ligas de alumínio.	19
2.1.2	Ligas Al-Mg – Série 5XXX.	22
2.2	Soldabilidade do alumínio	25
2.3	Processo TIG	32
2.4	Soldagem das ligas Al-Mg por processo TIG CA.	37
2.4.1	Influência do tempo de atuação da polaridade positiva no cordão de solda em ligas de alumínio.	42
2.5	Corrosão do alumínio	45
3	MATERIAIS E MÉTODOS.	56
3.1	Metais de base e metal de adição.	56
3.2	Confecção dos corpos de prova.	57
3.3	Equipamento de soldagem.	58
3.4	Procedimentos de soldagem	58
3.4.1	Ensaios preliminares.	58
3.4.2	Parâmetros de soldagem	61
3.4.3	Planejamento experimental.	62
3.5	Caracterização microestrutural	64
3.6	Caracterização das propriedades mecânicas.	66
3.6.1	Ensaio de Tração.	66
3.6.2	Ensaio de dureza.	67

3.7 Resistência à corrosão localizada.	67
3.7.1 Preparação dos corpos de prova.	68
3.7.2 Ensaio de polarização potenciodinâmica.	68
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	70
4.1 Análises dimensionais do cordão de solda em função da variação do %Ep nas juntas soldadas.	70
4.2 Caracterização microestrutural das juntas soldadas.	72
4.2.1 Caracterização por microscopia ótica.	73
4.2.2 Tamanho de grão no MS nas juntas dissimilares.	81
4.2.3 Análise microestrutural por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV).	82
4.3 Análise de Microdureza.	95
4.4 Ensaio de resistência à tração.	99
4.5 Ensaio de polarização potenciodinâmica.	106
4.5.1 Ensaio preliminares.	106
4.5.2 Ensaio de polarização finais.	107
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS	120
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	123
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	124
APÊNDICES	131
APÊNDICE A	132
APÊNDICE B	136
APÊNDICE C	139

1 INTRODUÇÃO

Desde o começo da industrialização do alumínio, no final do século XIX e começo do século XX, o alumínio e suas ligas começaram a se tornar muito atraentes para aplicações marinhas. A sua relação peso/resistência e resistência à corrosão, principalmente com o desenvolvimento da liga alumino-magnésio, fez com que esta se tornasse uma importante classe de materiais a ser empregada na construção naval. No entanto, o desenvolvimento dos processos de soldagem por arco elétrico, surgidos após a segunda guerra mundial, é que permitiu o uso das ligas de alumínio em maiores escalas na construção naval (FERRARIS; VOLPONE, 2005).

Atualmente as ligas de alumínio são muito utilizadas na construção naval, principalmente em embarcações de alta velocidade, pois conseguem associar baixo peso com boa resistência mecânica e alta resistência à corrosão. As embarcações fabricadas em ligas de Al apresentam alta performance com baixo consumo de combustível, e baixo custo de manutenção em relação a conservação do casco e estruturas.

As ligas alumínio-magnésio pertencentes à série 5XXX, são atualmente as mais aplicadas na construção naval e estruturas marítimas, parte em função de suas características mecânicas, como boa resistência mecânica e ductilidade, boa soldabilidade e parte em função de apresentarem a melhor resistência à corrosão entre as ligas de alumínio, quando expostas ao ambiente marinho. Segundo (KATSAS; NIKOLAOU; PAPADIMITRIOU, 2007) corrosão uniforme nas ligas alumínio-magnésio é considerada insignificante em meio marinho, e a taxa de corrosão com perda de massa é inferior a 5 $\mu\text{m}/\text{ano}$.

Entretanto a necessidade de reparo e modificações estruturais em casco de embarcações de ligas de alumínio, cujas datas de fabricação já ultrapassam algumas décadas, faz com que engenheiros e projetistas tenham que especificar materiais diferentes dos originais a fim de otimizar os requisitos de custos e prazos de execução dos projetos. Em determinadas situações, o uso de materiais de reposição com teores de elementos de liga diferentes dos originais pode ser uma alternativa para viabilizar projetos.

No decorrer dos últimos anos a Marinha do Brasil, por intermédio da Capitania dos Portos do Rio Grande do Sul, apoiada pela Estação Naval do Rio Grande (ENRG)

vem executando as modernizações de suas embarcações rápidas como as Lanchas de Apoio ao Ensino e Patrulha (LAEP), que possuem cascos fabricados em ligas de alumínio-magnésio AA 5083 H111 ou H116, com perfis reforçadores em liga de alumínio-magnésio-silício AA 6061 T6. Para tais modernizações é necessária a modificação do *layout* da estrutura de popa dessas embarcações, a fim de que seja possível a adaptação e instalação dos novos sistemas de propulsão, conforme mostra a Figura 1.

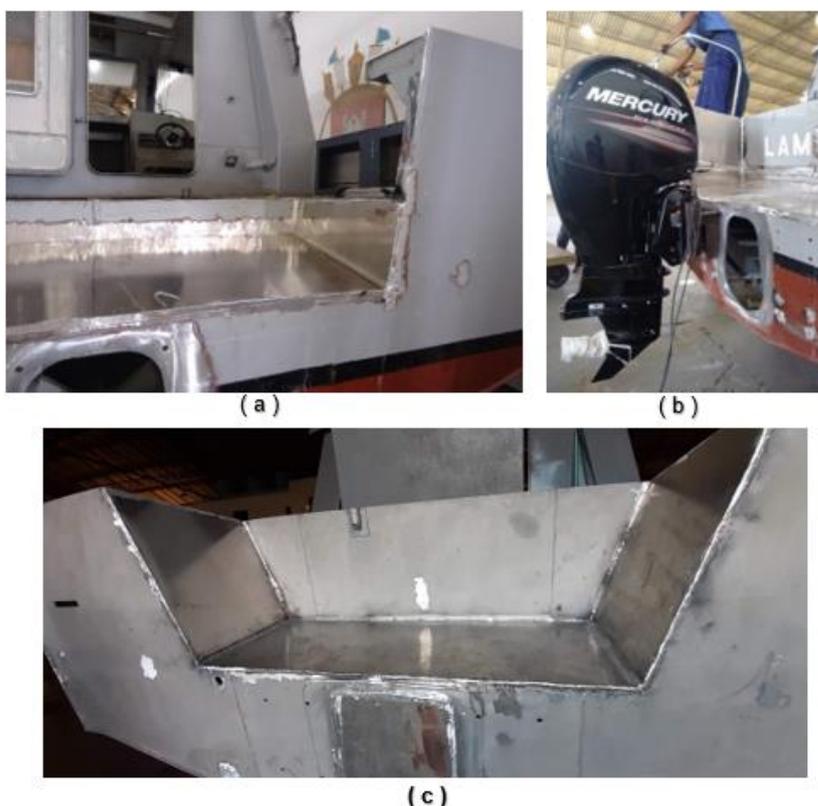


Figura 1 - Vista da popa da Lancha de Apoio ao Ensino e Patrulha: (a), sem motorização; (b) após instalação do motor; (c) reforma estrutural da popa da embarcação.
Fonte: Autor.

Dada a necessidade de aquisição de novas chapas para a execução dos serviços necessários para a realização dos projetos, deparou-se com dificuldades no fornecimento de chapas nas ligas originais, nas espessuras de projeto e quantidades necessárias. Logo, para dar sequência aos projetos e verificar a eficiência de campo dos novos modelos de motorização, a liga Al-Mg AA 5052 F, facilmente encontrada no mercado, apresenta-se como uma opção interessante.

A liga alumínio-magnésio AA 5052 apresenta boa resistência mecânica e boa resistência à corrosão no meio marinho, podendo ser utilizada como uma alternativa

na execução de serviços de modificação e reparo de casco em substituição às ligas alumínio-magnésio AA 5083.

A fim de minimizar a suscetibilidade à trinca de solidificação na execução de cordões de solda numa junta dissimilar composta por ligas AA 5052 e AA 5083, com teores de magnésio iguais a 2,8% e 5,0% em peso, respectivamente, o metal de adição deve ser o arame ER 5183, com teor de magnésio de em torno de 5,0%. O teor de magnésio mais elevado no cordão de solda da junta dissimilar tende a minimizar a suscetibilidade à trinca de solidificação. Por outro lado, teores de magnésio próximos a 5%, conforme literatura, quando sujeitos a situações de trabalho em alta temperatura, podem sofrer precipitação da fase β -Al₃Mg₂ nas regiões intergranulares (JONES; VETRANO; WINDISCH, 2004)(EZUBER; EL-HOUD; EL-SHAWESH, 2008). Esse comportamento da microestrutura do cordão de solda na junta poderá acarretar uma maior suscetibilidade à corrosão intergranular e afetar o comportamento em corrosão do componente.

Além da diferença de teores de Mg, a presença de outros elementos metálicos que compõem as ligas AA 5052, AA 5083, e o metal de adição ER 5183, como principalmente Mn, Cr, Si, Fe e Zn, poderá levar à precipitação de fases intermetálicas, como Al₆Mn, Al₆(Fe,Mn,Cr,Si), Al₃Fe e Mg₂Si. Essas fases possuem características eletroquímicas diferentes da matriz, podendo então formar pares galvânicos com a matriz e assim influenciar a ocorrência de corrosão por pites nas chapas de alumínio quando exposta a meios contendo íons de cloreto, como a água do mar (ABALLE *et al.*, 2003).

Além dos projetos de modernização de embarcações, a necessidade de realização de reparo nas chapas de alumínio dos cascos de embarcações envolve a substituição de trechos de chaparia devido ao comprometimento de regiões do casco em relação a estanqueidade, em função do surgimento de pontos de corrosão localizada nessas áreas. A Figura 2 mostra uma região nas obras vivas do casco de uma LAEP, apresentando uma condição severa de corrosão por pites. Em algumas dessas regiões afetadas por corrosão localizada por pites, foram detectados pontos de infiltração nas obras vivas em teste de estanqueidade do casco, conforme mostra a Figura 3.

Durante as atividades de manutenção, reparo e/ou modernização de cascos e estruturas navais em alumínio o processo de soldagem por fusão é o principal meio

de execução para a confecção das juntas soldadas, onde o processo TIG (*tungsten inert gas*) com o uso de corrente alternada (CA) é amplamente utilizado.

A soldagem TIG CA é usualmente parametrizada em soldas de campo com 50% do tempo de atuação da polaridade positiva no eletrodo de tungstênio. Conforme a literatura, um percentual de tempo de atuação de polaridade positiva menor é usado quando se procura obter uma maior penetração, abdicando-se de uma retirada da camada de óxido mais eficaz. Entretanto, a literatura é escassa a respeito da variação do percentual de atuação da polaridade positiva no eletrodo de tungstênio em se tratando das características microestruturais e suas consequências na resistência mecânica e à corrosão das juntas soldadas.

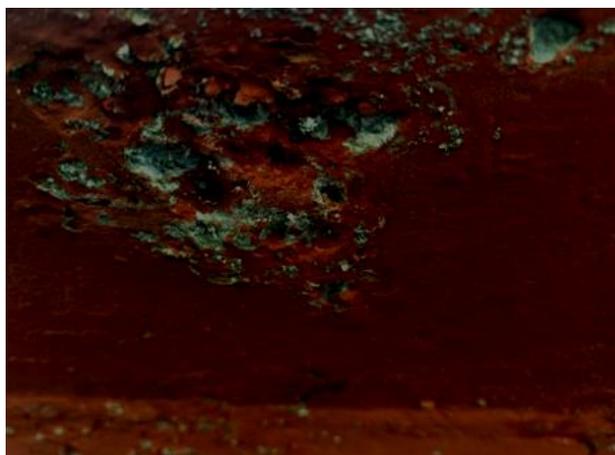


Figura 2 - Corrosão severa por pite nas obras vivas do casco da LAEP.
Fonte: Autor.



Figura 3 - Ponto de infiltração observado nas obras vivas do casco da LAEP, devido à corrosão por pite.
Fonte: Autor.

Logo, o trabalho em questão procura estabelecer um estudo aprofundado a respeito da utilização de juntas soldadas entre as chapas da série 5XXX (Al-Mg) que

possuam teores de magnésio diferentes dentro da mesma série, a fim de se obter uma resposta em relação tanto à resistência mecânica da junta, bem como ao comportamento de resistência à corrosão dessas quando inseridas em atmosfera com íons de cloreto.

1.1 Objetivos

O objetivo geral deste trabalho é avaliar a influência da variação do tempo de atuação da polaridade positiva no eletrodo de tungstênio no processo TIG-CA na soldabilidade, resistência mecânica e a suscetibilidade à corrosão por pite de ligas de alumínio dissimilares da série 5XXX (Al-Mg), através do estudo de juntas de ligas de alumínio naval AA 5083 H111 e AA 5052 F, que apresentam variações de teores de magnésio e diferença na presença de elementos secundários na composição química entre as ligas soldadas.

Para atingir o objetivo geral, alguns objetivos específicos são apontados:

- Caracterizar as microestruturas de juntas compostas por ligas de alumínio dissimilares AA 5083 H111 e AA 5052 F, soldadas por processo TIG CA em variação de tempo de atuação de polaridade positiva variável.
- Avaliar a influência da variação do tempo de polaridade positiva no eletrodo de tungstênio na soldagem TIG CA sobre as características dimensionais do cordão de solda
- Avaliar a influência da variação do tempo de polaridade positiva no eletrodo de tungstênio na soldagem TIG CA nas propriedades mecânicas das juntas de ligas dissimilares em comparação as juntas compostas por ligas similares.
- Verificar, por meio de caracterização microestrutural de corpos de prova selecionados das juntas dissimilares, a possível existência de diferentes precipitados intermetálicos e quais suas influências na suscetibilidade à corrosão, quando a junta é exposta ao meio contendo íons de cloreto.
- Investigar a correlação entre variação do tempo de atuação da polaridade positiva no eletrodo de tungstênio durante a soldagem TIG CA em relação a resistência à corrosão localizada por pites nas juntas produzidas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Alumínio e suas ligas

Segundo (TOTTEN; MACKENZIE, 2003) o alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante na crosta terrestre, onde pode ser encontrado de várias formas, mas sendo as bauxitas (óxidos hidratados de alumínio) os minérios mais utilizados para a produção industrial. A bauxita contém entre 30 e 60% de óxido de alumínio (alumina, Al_2O_3), sendo o restante composto por impurezas como óxidos de ferro, silício, cálcio e titânio. Conforme (TOTTEN; MACKENZIE, 2003) a produção do alumínio metálico é baseada no processo desenvolvido independentemente em 1886 por Charles Hall, EUA, e Paul Heroult, França, denominado como processo de Hall-Heroult, e consiste na redução eletrolítica da alumina dissolvida em criolita (Na_3AlF_6) líquida com várias adições de sal de fluoreto, que tem o objetivo de controlar a temperatura, a densidade, a resistividade e a solubilidade da alumina. Logo após, a solução é percorrida por uma corrente elétrica a fim de decompor por eletrólise a alumina dissolvida, formando oxigênio que irá reagir com o ânodo de carbono e o alumínio sendo coletado como uma camada de metal no cátodo. O metal separado é removido periodicamente e então transferido para instalações de fundição, onde são produzidos lingotes para produção industrial.

Atualmente, outros métodos de produção são aplicados na indústria, apresentando derivações em relação ao processo original base de Hall-Heroult, a fim de obter maiores produtividade e redução de custos e impactos ambientais. Citam-se por exemplo o processo Toth, baseado na redução de $AlCl_3$ por Mn, o processo da ALCOA, que emprega eletrólise de cloreto de alumínio dissolvido em cloretos alcalinos e alcalino-terrosos fundidos, entre outros. Maiores informações sobre os processos de produção de alumina e alumínio primário, podem ser encontradas em (TOTTEN; MACKENZIE, 2003), sendo que o assunto não será detalhado neste trabalho pois não é parte relevante da pesquisa.

O alumínio metálico obtido após o processo de fabricação pode ser classificado pelo seu nível de pureza obtido. A Tabela 1 mostra os níveis de pureza classificados para o alumínio comercial puro conforme a *Aluminium Association*. Os maiores contaminantes presentes no alumínio são o Fe e Si, podendo também ser

encontrados, em menor escala, o Zn, Ga, Vn e Ti, (NUNES; ADANS; *et al*, 1990) e (TOTTEN; MACKENZIE, 2003).

Tabela 1 - Vários graus de pureza do alumínio puro, conforme padrão *Aluminium Association*.

% Alumínio	Designação
99,0000 a 99,7900	Pureza comercial
99,8000 a 99,9490	Alta pureza
99,9500 a 99,9959	Super puro
99,9960 a 99,9990	Extrema pureza
> 99,9990	Ultra pureza

Fonte : (TOTTEN; MACKENZIE, 2003).

O alumínio metálico possui uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), que se mantém estável em toda a faixa de temperatura até o seu ponto de fusão. Apresenta como principais características a baixa densidade (2,7 g/cm³, aproximadamente 1/3 do aço), boa condutividade térmica e elétrica, boa resistência à corrosão na maioria dos ambientes naturais, elevada ductibilidade, baixa temperatura de fusão (660°C), não é ferromagnético e não apresenta toxicidade (TOTTEN; MACKENZIE, 2003) (ÇAM; İPEKOĞLU, 2017). Porém, o alumínio puro apresenta baixa resistência mecânica, na faixa de 90 MPa, restringindo assim o seu uso em aplicações industriais. A adição de um ou mais elementos de liga numa matriz de alumínio possibilita melhorar a performance do material, modificando suas propriedades e características como aumento da resistência mecânica e dureza, aumento da resistência à corrosão, melhora na soldabilidade da liga, entre outras (TOTTEN; MACKENZIE, 2003) (SERGIO *et al.*, 2009).

Segundo (BRENT L. ADAMS *et al*, 2004) as ligas de alumínio abrangem mais de trezentas composições específicas comumente reconhecidas e muitas outras variações adicionais desenvolvidas conforme necessidade e interesse entre fornecedor/consumidor.

As principais ligas de alumínio são elaboradas com adição de cobre (Cu), magnésio (Mg), manganês (Mn), silício (Si), e o zinco (Zn), sendo que:

- o cobre tem a função de melhorar a resistência mecânica e o endurecimento por precipitação da liga, mas em contrapartida reduz a resistência a corrosão, a soldabilidade e a ductilidade da mesma;

- o magnésio aumenta a resistência mecânica sem diminuir a ductibilidade, proporciona um acréscimo na resistência a corrosão, melhora a soldabilidade e melhora as propriedades de encruamento;

- o manganês aumenta a resistência mecânica da liga, influencia a estrutura do grão e inibe a recristalização;

- o silício tem a função de melhorar a resistência mecânica da liga, e quando associado ao magnésio promove endurecimento por precipitação;

- o zinco melhora as propriedades do encruamento, aumenta a resistência à corrosão e aumenta significativamente a resistência mecânica, e quando associado ao magnésio promove o endurecimento por precipitação. Pode tornar a liga suscetível à corrosão sob tensão.

Já o ferro é normalmente encontrado no alumínio como impureza, porém, em concentrações menores que 1% promove uma melhora na resistência mecânica do alumínio puro. O efeito indesejável da presença em excesso de ferro é a diminuição da resistência à corrosão quando encontrado nas ligas de alumínio (BRENT L. ADAMS *et al*, 2004).

Esses elementos de ligas podem estar presentes na matriz de alumínio em forma de elemento majoritário formando ligas binárias, ou mesmo como elementos secundários em forma de impurezas ou aditivos, a fim de aprimorar as propriedades dessas ligas, ou também combinados de maneira a formar ligas ternárias e quaternárias proporcionando propriedades e características específicas em função dessa combinação. A Figura 4 mostra de maneira simplificada as principais ligas formadas com a combinação desses elementos de ligas na matriz de alumínio.

Quando a concentração dos elementos de ligas adicionados à matriz excede sua solubilidade sólida, durante o resfriamento ocorre a precipitação no estado sólido, produzindo constituintes microestruturais de segunda fase que podem ser constituídos do elemento puro ou principalmente um composto de fase intermetálicas (BRENT L. ADAMS *et al*, 2004). A constituição e características de uma fase intermetálica vai depender dos elementos químicos e impurezas encontrados na composição da liga. Geralmente essas fases precipitadas se apresentam dispersas na matriz com característica de serem duras e frágeis, proporcionando um ganho de endurecimento à liga, desde que não estejam presentes nos contornos de grão, neste caso poderá proporcionar uma redução da ductibilidade (ZANGRANDI, 2006).

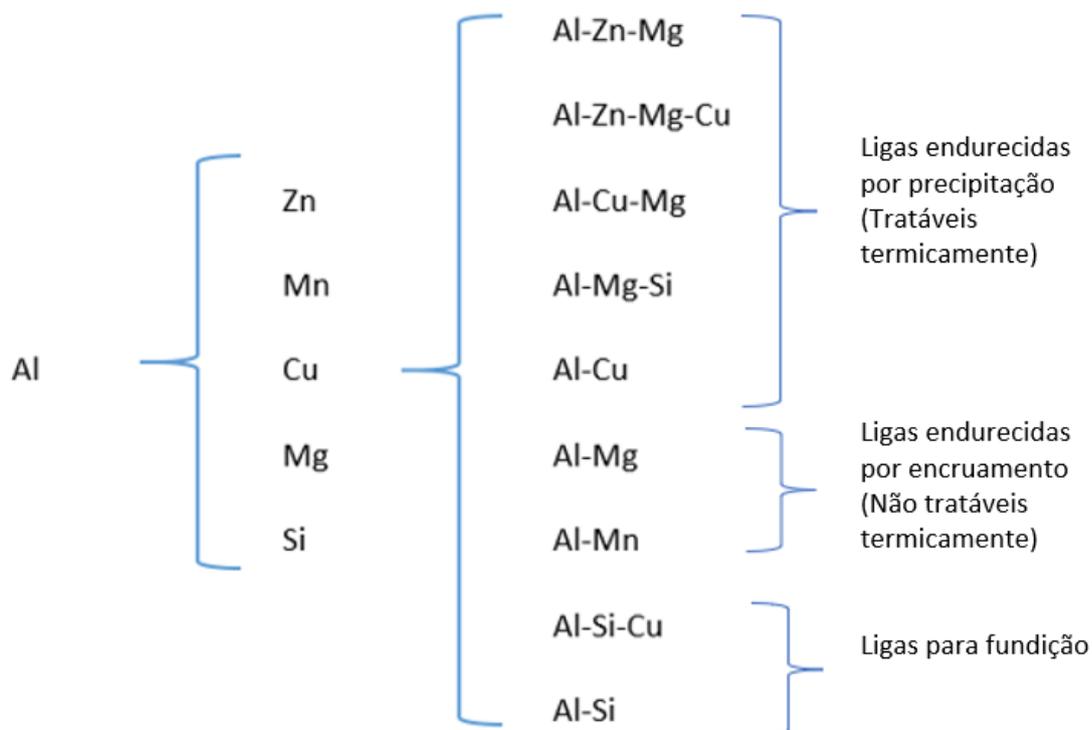


Figura 4 - Principais elementos de liga das ligas de alumínio.
 Fonte: (BRENT L. ADAMS *et al*, 2004). Adaptado.

A Tabela 2 apresenta o limite de solubilidade de vários elementos químicos no alumínio. Nenhum elemento é conhecido por ter solubilidade completa no alumínio no estado sólido, sendo o Zn com 82,8% em peso o elemento com maior solubilidade no estado sólido (BRENT L. ADAMS *et al*, 2004)(ZANGRANDI, 2006).

Conforme (J.R.DAVIS, 1998), as ligas de alumínio podem ser divididas em duas categorias, conforme o seu modo de processamento:

- Ligas fundidas - ligas destinadas à fabricação de componentes fundidos;
- Ligas forjáveis - ligas para trabalho e conformação mecânica, destinadas à fabricação de produtos semiacabados, como por exemplo laminados planos e não planos, perfis e componentes forjados.

Tabela 2 - Limite de solubilidade de elementos químicos no alumínio.

Elemento	Temperatura ^(a)	Solubilidade no líquido		Solubilidade no sólido	
	°C	% peso	% at.	% peso	% at.
Ag	570	72,0	60,9	55,6	23,8
Au	640	5	0,7	0,36	0,049
B	660	0,022	0,054	<0,001	<0,002
Be	645	0,87	2,56	0,063	0,188
Ca	620	7,6	5,25	<0,1	<0,05
Cd	650 ^(b)	6,7	1,69	0,47	0,11
Cr	660 ^(c)	0,41	0,21	0,77	0,40
Cu	550	33,15	17,39	5,67	2,48
Ga	30	98,9	97,2	20,0	8,82
Li	600	9,9	30,0	4,0	13,9
Mg	450	35,0	37,34	14,9	16,26
Mn	660	1,95	0,97	1,25	0,62
Si	580	12,6	12,16	1,65	1,59
Ti	665 ^(c)	0,15	0,084	1,00	0,57
Zn	380	95,0	88,7	82,8	66,4
Zr	660 ^(c)	0,11	0,033	0,28	0,085

(a) Reações eutéticas, salvo indicação contrária. (b) Reação monotética. (c) Reação Peritética.

Fonte: (J.R.DAVIS, 1998) e (TOTTEN; MACKENZIE, 2003).

Essas categorias por sua vez são subdivididas em dois grupos de ligas:

- ligas tratáveis termicamente: São aquelas que apresentam modificações significativas em suas propriedades mecânicas quando submetidas a tratamentos térmicos. Esses tratamentos térmicos consistem em uma etapa de solubilização, onde os elementos de liga presentes terão maximizada a sua solubilidade sólida na matriz de alumínio, e posteriormente são rapidamente resfriados ocorrendo uma supersaturação da solução sólida na matriz. Este processo faz com que ocorra a precipitação desses elementos de liga em forma de constituintes microestruturais de segunda fase ou precipitados intermetálicos nanométricos coerentes à estrutura cristalina da matriz proporcionando uma maior resistência mecânica à liga, em função de bloqueio da movimentação de discordâncias microestruturais. As ligas de Al-Cu, Al-Mg-Si, Al-Mg-Zn, Al-Cu-Mg e Al-Zn-Mg-Cu constituem o grupo de ligas de alumínio termicamente tratáveis (NUNES; ADANS; *et al*, 1990)(TOTTEN; MACKENZIE, 2003) e (BRENT L. ADAMS *et al*, 2004). Os mecanismos de endurecimento das ligas tratáveis termicamente não serão discutidos nesse trabalho por não ser assunto de interesse da pesquisa.

- ligas não tratáveis termicamente: São ligas que não apresentam alterações significativas em suas propriedades mecânicas quando submetidas a tratamentos térmicos, de solubilização, precipitação e envelhecimento, pois os elementos de ligas são incapazes de gerar precipitados muito finos coerentes ao reticulado (ASM HANDBOOK, 1993) e (BRENT L. ADAMS *et al*, 2004).

Segundo (ASM HANDBOOK, 1993) e (BRENT L. ADAMS *et al*, 2004) a ausência de elementos formadores de precipitados nas ligas não tratáveis termicamente se torna um atributo positivo no que diz respeito à soldabilidade dessas ligas, pois as adições de elementos de liga para o endurecimento por precipitação, como por exemplo, silício mais magnésio ou cobre mais magnésio, tendem a levar à liquefação ou fissuração a quente durante o processo de soldagem por fusão.

As ligas compostas por Al-Mg, Al-Mn, Al-Si e Al comercialmente puro (> 99,0 % Al) constituem o grupo de ligas não-tratáveis termicamente. O aumento da resistência mecânica dessas ligas se dá em função primordialmente pela formação de solução sólida dos elementos de liga na matriz e por deformação a frio do material, e de maneira menos contributiva pelo refino de grão, presença de constituintes de segunda fase e precipitação de dispersóides, sendo que pode haver a combinação dos mecanismos citados (NUNES; ADANS; *et al*, 1990)(CROSS; KOHN, 1993) (MARTINS, 2000).

2.1.1 Classificação das ligas de alumínio.

A especificação das ligas de alumínio segue o sistema desenvolvido pela *Aluminium Association* (AA), que é adotado pela ABNT e normatizado pela NBR ISO 209:2010. As ligas são classificadas em séries (ou famílias) de acordo com os elementos de liga majoritários, definidas por quatro dígitos (XXXX) para ligas forjáveis, e por três dígitos seguido de mais um, separado por ponto (XXX.X) para ligas fundidas.

Como o objeto de estudo deste trabalho concentra-se em ligas forjáveis, as ligas fundidas não serão discutidas no texto, podendo ser consultadas em (NUNES; ADANS; *et al*, 1990) e (TOTTEN; MACKENZIE, 2003).

Na nomenclatura das ligas forjáveis o primeiro algarismo (X _ _ _) corresponde ao elemento de liga majoritário, o segundo (_ X _ _) corresponde à modificação da

liga original ou limites de impurezas, enquanto o terceiro e quarto algarismos (_ _ X X) são algarismos arbitrários usados para diferenciar as ligas de uma mesma série. A Tabela 3 mostra a designação das ligas de alumínio forjáveis conforme ABNT NBR 209:2010.

Tabela 3 . Designação das ligas de alumínio não tratadas termicamente, conforme ABNT NBR ISO 209:2010.

Denominação	Elemento de liga majoritário	Composição
1XXX	Alumínio comercial puro (Al > 99,0%)	Al >99,0%
2XXX	Cu (Duralumínio)	Al-Cu, Al-Cu-Mg
3XXX	Mn	Al-Mn, Al-Mn-Mg
4XXX	Si	Al-Si
5XXX	Mg	Al-Mg
6XXX	Mg + Si	Al-Mg-Si
7XXX	Zn, mas outros elementos como Cu, Mg, Cr e Zr podem ser especificados	Al-Zn, Al-Zn-Mg
8XXX	Outros elementos de liga	---
9XXX	Reservado para ligas futuras	---

Fonte : (BRENT L. ADAMS *et al*, 2004). Adaptado.

As ligas de alumínio podem ter suas propriedades mecânicas incrementadas por meio de tratamentos térmicos e mecânicos. Para identificar o tipo de processo de tratamento ao qual a liga foi submetida são usados os prefixos F, O, H, W e T, conforme (TOTTEN; MACKENZIE, 2003):

- F: Como fabricado. Produtos fabricados tanto por deformação (frio ou quente) ou fundição, onde nenhum controle especial foi empregado sobre as condições térmicas ou endurecimento por deformação ocorrido.

- O: Recozido. Produtos que passaram por recozimento a fim de se obter redução da resistência mecânica e a produtos fundidos para aumentar a ductilidade e estabilidade dimensional.

- W: Tratamento térmico de solubilização. Aplicado em ligas cuja resistência modifica-se espontaneamente em temperatura ambiente durante um período de meses ou mesmo anos após tratamento térmico de solubilização

- T: Tratamento térmico de solubilização. Aplicado em ligas cuja resistência se estabiliza num período de até algumas semanas após a realização do tratamento térmico de solubilização. A letra T geralmente é seguida por um ou dois dígitos, que especificam a sequência de tratamentos termomecânicos realizados.

- H: Endurecimento por deformação. Indica que o produto obteve um aumento de resistência mecânica através de encruamento, com ou sem tratamento térmico posterior. A letra H é sempre seguida por um, dois ou três dígitos que indicam a realização ou não de alívio de tensões e o percentual de redução sofrido, respectivamente.

Subdivisões da têmpera H:

H1- produtos somente endurecidos por deformação mecânica, sem tratamento térmico posterior.

H2- produtos endurecidos por deformação mecânica que atingiram valores de resistência superior ao desejado então são parcialmente recozidos para reduzir o valor de resistência final a valores pré-estabelecidos.

H3- produtos endurecidos por deformação mecânica que tem suas propriedades mecânicas estabilizadas por meio de tratamento térmico.

O segundo dígito das designações H1, H2 e H3 indica o grau de endurecimento por deformação atingido, e pode variar de 1 a 8. O numeral 8 indica que foi obtido a resistência à tração final equivalente alcançada por cerca de 75% de redução a frio (temperatura não pode exceder a 50°C) após o recozimento completo. O numeral 4 indica que o material atingiu uma resistência final com valores entre a resistência do material completamente recozido (O) e do material reduzido a 75% (H8). O numeral 2 indica resistência entre H4 e O, e assim por diante. Quando utilizado o numeral 9 no segundo dígito, este indica que a têmpera obtida possui resistência final mínima superior de no mínimo 10 MPa do que a têmpera H8 do mesmo material.

O terceiro dígito é utilizado quando o grau de controle da têmpera ou as propriedades mecânicas são diferentes, porém próximas da tempera ou das propriedades mecânicas do material na designação de dois dígitos. Como exemplo é citado a tempera H111, que é atribuída a produtos que sofreram endurecimento por

deformação suficiente para não ser qualificada como têmpera O (recozida) mas não atinge valores de resistência final correspondente a têmpera H11.

2.1.2 Ligas Al-Mg – Série 5XXX.

As ligas Al-Mg pertencentes à série 5XXX são amplamente aplicadas na construção naval e em estruturas marítimas, em parte devido a suas características mecânicas em parte pelo fato de serem as que apresentam a melhor resistência à corrosão quando expostas ao meio marinho. As ligas da série 5XXX têm como elemento de liga majoritário o Mg, o qual apresenta uma alta solubilidade no alumínio, 14,9% em peso à temperatura de 451°C. O ponto eutético de um liga binária Al-Mg encontra-se a 451°C e 35% Mg, conforme Figura 5, ocorrendo a transformação eutética $L \rightarrow (\alpha)Al + (\beta)Al_3Mg_2$. Porém a solubilidade do Mg no alumínio diminui consideravelmente com a diminuição da temperatura, chegando a aproximadamente 1,7% de Mg à temperatura ambiente.

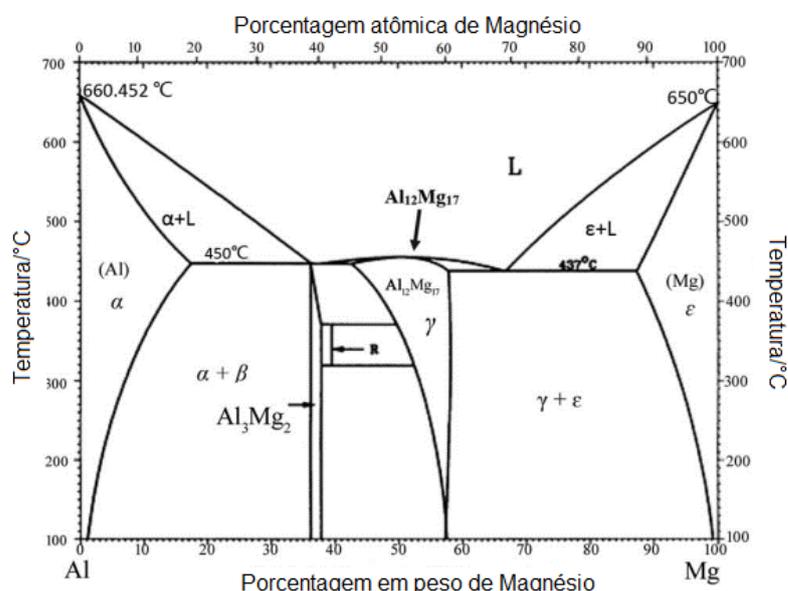


Figura 5 - Diagrama de fases Al-Mg.
Fonte : (QIONG GAO *et al.*, 2018).

Conforme o Mg é adicionado ao Al, ele se dissolve na matriz em solução sólida, formando a fase α -Al, ocupando sítios substitucionais e constituindo defeitos pontuais que atuam como obstáculos ao movimento de discordâncias. O aumento de

resistência mecânica devido à substituição atômica do Mg no Al varia de acordo com a quantidade de Mg dissolvido na matriz (LEE et al., 2016). O aumento de resistência mecânica das ligas 5XXX na condição recozida (O) é controlada principalmente pela combinação de endurecimento por solução sólida a partir de átomos de Mg e pelo refino do grão. A Figura 6 mostra o efeito do magnésio em solução sólida na resistência ao escoamento e no alongamento à tração para algumas das principais ligas comerciais de Al-Mg, série 5XXX.

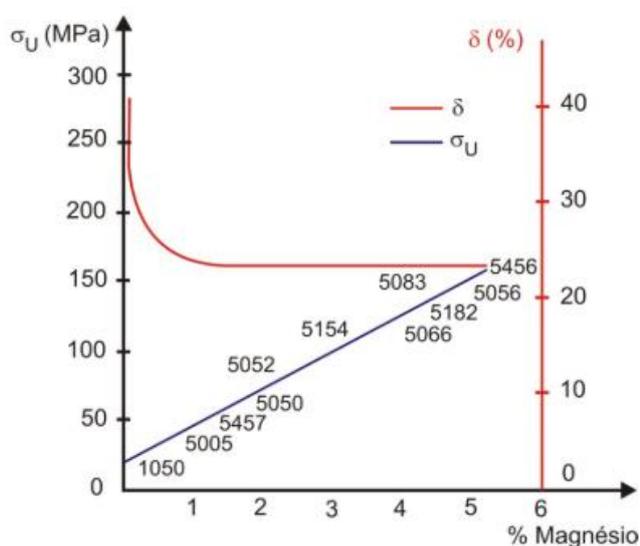


Figura 6 - Correlação entre resistência à tração, alongamento e teor de Mg para algumas ligas Al-Mg.
Fonte : (BRITO, 2016).

A combinação do Mg em solução sólida com o trabalho a frio é extremamente efetiva para alcançar uma alta resistência. Entretanto, as ligas industriais dessa série normalmente apresentam teores de magnésio entre 1% e 5,5%. Raramente são usados teores de Mg superiores a 5,5%, pois este acréscimo de Mg, apesar de aumentar a resistência mecânica da liga, acarreta num decréscimo da sua estabilidade, principalmente sob influência da temperatura. Ligas onde os teores de Mg estão acima de 3,5% em peso têm elevada probabilidade de precipitação da fase β -Al₃Mg₂. Com a redução do efeito endurecedor do Mg nestas ligas e com a possibilidade de segregação dessa fase nos limites de grão em temperaturas baixas de tratamento térmico (50°C-200°C) por longo tempo ou em resfriamento lento a partir de temperaturas elevadas, a liga se torna suscetível a corrosão intergranular e corrosão sob tensão (NUNES; ADANS; *et al*, 1990)(ZHU et al., 2012) (SAVI, 2014).

Para aumentar a resistência mecânica das ligas Al-Mg, e manter o conteúdo de Mg dentro de limites aceitáveis, outros elementos são adicionados em solução sólida, desde que este elemento não interaja com o Mg e o remova da solução sólida. Na maioria das ligas Al-Mg é adicionado um pouco Mn (0,1 a 1,0%) e Cr (0,1 a 0,2%), tanto para controlar a estrutura de grãos e subgrãos como para controlar a ação de impurezas como Fe e Si, que normalmente estão presente no material como intermetálicos (NUNES; ADANS; *et al*, 1990)(TOTTEN; MACKENZIE, 2003). Como exemplo temos a liga AA 5052 com adição de Cr, a liga AA 5056 com adição de Mn e Cr e a liga AA 5083 com adição de Mn.

A presença de Fe, Mn, Cr e Si durante operações térmicas em altas temperaturas, como é o caso do processo de soldagem por fusão, podem resultar na precipitação de compostos intermetálicos e dispersóides como por exemplo Al_6Mn , $Al_6(Fe, Mn)$, $Al_{18}(Cr, Mn_2)Mg_3$ e $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ que retardam a recristalização e o crescimento de grão, e que, em geral, melhoram a ductilidade do produto final (TOTTEN; MACKENZIE, 2003)(ZANGRANDI, 2006)(ENGLER; MILLER-JUPP, 2016).

O silício e o ferro são contaminantes comumente presente no Al. O silício, ao se ligar com o Mg excedente da solução sólida, precipita a fase Mg_2Si , sendo esta fase prejudicial à ductibilidade e à resistência à fratura do material. Logo, o Si é fortemente controlado nas ligas comerciais da série 5XXX. Por sua vez, o ferro forma intermetálicos como o Al_3Fe , ricos em Fe. A característica frágil e a concentração de tensões gerada pelo formato de agulha dos precipitados tornam-nos prejudiciais às propriedades mecânicas do material, bem como aumentam sua suscetibilidade à corrosão. Para minimizar os efeitos nocivos do ferro na fase Al_3Fe , tem sido empregada a adição de manganês, que provoca a transformação da fase Al_3Fe de morfologia de agulha em $Al_6(Mn, Fe)$ com morfologia de escrita chinesa, sendo menos prejudicial às propriedades do material (LIU *et al.*, 2016)(RESS *et al.*, 2020).

Além desse fator de controle de ferro, o manganês é adicionado às ligas Al-Mg para aumentar a resistência mecânica da liga com níveis mais baixos de magnésio. Adições relativamente pequenas de manganês a uma liga de 3,5% Mg em peso, por exemplo, podem ser mais eficientes na melhora da resistência mecânica que maiores adições de magnésio. O manganês é retido em solução sólida nessas ligas, porém em altos níveis o elemento precipita em dispersóides Al_6Mn , que retardam a recristalização, e, portanto, aumentam muito a taxa de encruamento. Entretanto, o aumento do teor de manganês também aumenta o intermetálico $Al_6(Mn, Fe)$ em

tamanho e quantidade, podendo acarretar na formação de intermetálicos grosseiros, que poderão deteriorar as propriedades mecânicas da liga. Além disso, aumenta-se a suscetibilidade à corrosão localizada. Logo, a quantidade de manganês adicionado na liga deve ser mantido a um nível baixo a fim de garantir os benefícios de resistência por solução sólida e a ação de controle de ferro (LIU et al., 2016)(RESS et al., 2020).

(YAN; HODGE, 2017) observaram que alguns precipitados de fase β - Al_2Mg_3 são formados diretamente na superfície dos dispersóides Al_6Mn , enquanto outros foram detectados próximos dos dispersóides $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$ e foram conectados ao precipitado de fase β - Al_2Mg_3 por emaranhados de discordância, indicando que essas discordâncias podem auxiliar na nucleação e no crescimento de precipitados de fase β .

(ALGENDY; LIU; CHEN, 2020) realizaram estudos com quatro ligas de Al-Mg-Mn com diferentes teores de Mg (2%; 3,3%; 4% e 5,2 % em peso) e teor de Mn em torno de 0,8% em peso, a fim de investigar a evolução da formação de fases intermetálicas durante a solidificação. Os autores assumem que o teor de Mg não influencia apenas na temperatura de formação das fases intermetálicas, mas também altera o tipo e a sequência das fases. Os resultados mostraram que as fases dominantes nos experimentos foram $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$, α - $\text{Al}(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$, Al_3Fe , $\text{Al}_m(\text{Mn}, \text{Fe})$ e Mg_2Si , sendo que, nas ligas com teores de Mg em peso entre 2 e 3,3%, a fase α - $\text{Al}(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$ com estrutura de escrita chinesa, é a fase rica em ferro dominante, enquanto as fases $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$ em placa irregular e $\text{Al}_3(\text{Mn}, \text{Fe})$ como agulha são as fases principais para as ligas contendo teores de Mg de 4% em peso. Aumentando-se o teor de Mg para 5,2% a fase dominante torna-se a $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$ tipo placa irregular, sendo que a morfologia da fase Mg_2Si é modificada de uma estrutura bem ramificada para a forma de plaqueta.

2.2 Soldabilidade do alumínio

A soldagem das ligas de alumínio possui características específicas que não devem ser ignoradas na sua execução, pois a soldabilidade dessas ligas é diretamente afetada por fatores como camada de óxido superficial, condutividade térmica e elétrica da liga, coeficiente de expansão térmica, e suas características de

fusão, que refletirão diretamente na qualidade da junta soldada (MARTINS, 2000) (ÇAM; İPEKOĞLU, 2017),

O óxido de alumínio Al_2O_3 se forma sobre a superfície do metal como resultado da reação do alumínio com o oxigênio da atmosfera. A espessura da camada de alumina depende do meio ao qual o material é exposto. Por exemplo, quando em contato com o oxigênio seco à temperatura ambiente, a espessura é de 2,5 a 3 nm, enquanto no ar atmosférico a espessura normalmente é da ordem de 5 nm. A espessura típica em ambientes úmidos pode chegar a 10 nm sendo que podem ser gerados filmes duplos com óxidos hidratados próximos à superfície, (OLIVEIRA, 2007).

Este óxido possui características diferentes do metal, como elevado ponto de fusão (2060 °C), fazendo que durante o processo de soldagem do alumínio o metal sob a superfície seja fundido antes da camada de óxido. Isso, associado às características de baixas condutividades elétrica e térmica e à natureza porosa da camada de alumina, a qual retém umidade que pode contaminar o cordão, implica que a camada de alumina deva ser retirada para que o material possa ser soldado satisfatoriamente por processos a arco elétrico (ÇAM; İPEKOĞLU, 2017).

De acordo com (CHO; LEE; BAE, 2015) e (ÇAM; İPEKOĞLU, 2017), a remoção da camada de alumina pode ser feita de 3 formas distintas: por ação mecânica, limpeza química e limpeza catódica. A remoção por ação mecânica é a mais simples, porém pouco eficiente, sendo feita por meio de esmerilhamento ou escovamento, momentos antes da soldagem. A limpeza química é feita pela aplicação de bases e ácidos alternadamente, em temperaturas variadas, intercaladas por lavagem com água. O processo de limpeza catódica consiste na utilização da polaridade inversa na soldagem, de maneira que a peça assume a polaridade negativa e o eletrodo/tocha a polaridade positiva, fazendo com ocorra a emissão de elétrons onde esses são direcionados da peça para o eletrodo, arrancando os óxidos de alumínio dessa camada. Esse mecanismo de retirada do óxido da camada superficial da peça não tem uma teoria formulada com exatidão, sendo que diversos pesquisadores propõem diferentes teorias para explicar tal fenômeno. Essas teorias serão apresentadas e discutidas no item 2.4. Porém é consenso a eficácia do método de limpeza catódica por arco elétrico em peças de alumínio. Logo, os processos de soldagem do alumínio e suas ligas por fusão a arco elétrico como MIG/MAG (*metal inert gas / metal active gas*) com corrente contínua e eletrodo positivo, e o processo TIG CA são os mais

utilizados na indústria, em função do seu baixo custo, fácil operacionalidade e boa qualidade do cordão de solda.

Além da formação da camada de alumina e da necessidade de sua retirada para execução do cordão de solda, outras propriedades das ligas de alumínio como baixo ponto de fusão, alto coeficiente de expansão linear e alta condutividade térmica influenciam diretamente na qualidade final do cordão de solda ou na formação de defeitos. Apesar das ligas de alumínio apresentarem um baixo ponto de fusão (660 °C), a necessidade de aporte de calor faz-se necessária em função da alta condutividade térmica dessas ligas, que agem como elemento dificultador na formação da poça de fusão. No início do cordão essa alta condutividade térmica dissipa o calor fornecido à junta rapidamente, dificultando tanto a molhabilidade do metal base e do metal de solda quanto a profundidade de penetração (COSTA, 2015) (ÇAM; İPEKOĞLU, 2017).

Essa necessidade de um maior aporte de energia para execução do cordão de solda, em função da alta condutividade térmica, pode acarretar consideráveis distorções lineares durante o processo de soldagem em função do alto coeficiente de expansão linear das ligas de alumínio. Faz-se necessário para minimizar esses efeitos a aplicação de maiores velocidades de avanço de solda quando utilizados processos de soldagem com fontes de calor intensa, como por exemplo as solda a arco elétrico (FIGUEREDO, 2000).

Outros fatores também apresentam relação direta na dificuldade de soldagem por fusão do alumínio e suas ligas, como a contaminação por hidrogênio e o surgimento de trincas a quente de solidificação. No alumínio fundido o hidrogênio possui alta solubilidade, mas durante a fase de solidificação esta solubilidade diminui e o hidrogênio fica retido na fase líquida. Conforme mostra a Figura 7, a solubilidade do hidrogênio no alumínio sofre diminuição abrupta na temperatura de fusão, tornando praticamente inevitável a existência de soldagens de ligas de alumínio com a presença de porosidade. A quantidade e tipos de elementos de liga influenciam a solubilidade do hidrogênio no alumínio e, conseqüentemente a porosidade (LUIJENDIJK, 2000) (MARTINS, 2008).

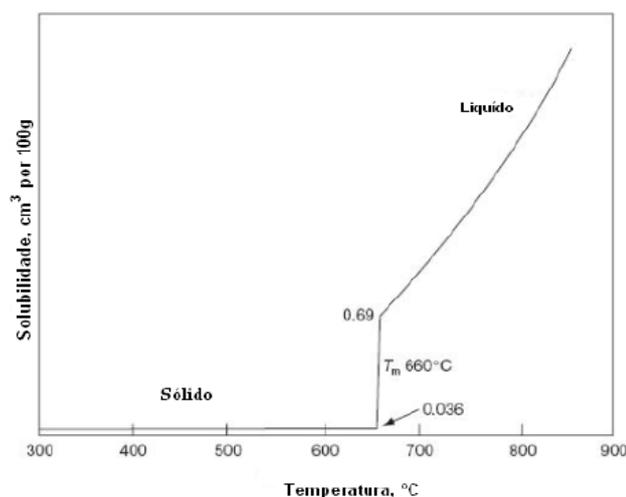


Figura 7. Solubilidade do hidrogênio no alumínio.
Fonte: Martins, N. (2008).

Já o surgimento de trincas a quente, também denominadas trincas de solidificação, está associado a um mecanismo complexo que está primeiramente relacionado com formação de um filme de metal líquido em torno dos contornos de grãos com temperatura de solidificação menor do que a da matriz. Durante a solidificação da zona fundida, elementos de liga e impurezas presentes no metal acabam por serem segregados na direção da frente de solidificação da poça de fusão, tornando assim a fase líquida remanescente cada vez mais rica em soluto, e composição com baixo ponto de fusão ficando cada vez mais próxima do eutético onde se encontra o menor ponto de fusão entre os compostos da liga. Logo, surgirão grãos parcialmente solidificados rodeados por líquido, reduzindo assim a resistência mecânica da junta soldada durante o estágio de solidificação (LIN; LIPPOLD; BAESLACK, 1993)(MARTINS, 2000)(KOU, 2003)(FEISTAUER, 2014).

Estudos estabelecem um parâmetro entre suscetibilidade à trinca de solidificação e a concentração máxima do elemento de liga majoritário, como mostra a Figura 8. Nas ligas Al-Mg a faixa de maior suscetibilidade à trinca encontra-se entre 0 e 5% em peso, com pico máximo em 1,4% de Mg (LUIJENDIJK, 2000) (MARTINS, 2008). Na Figura 8, no campo referente à série 5XXX, pode-se observar a diferença de suscetibilidade relativa à trinca de solidificação entre as ligas AA 5052 e AA 5083 referentes aos teores de magnésio de cada liga. No caso de execução de união soldável entre essas ligas é recomendado a especificação de um metal de adição com alto teor de magnésio (aproximadamente 5% Mg em peso) a fim de aumentar o

percentual de Mg na zona fundida, e assim minimizar a ocorrência de trincas de solidificação.

No entanto teores de magnésio próximos a 5% na liga tendem a diminuir a resistência à corrosão do material formado, em função da possibilidade de precipitação de fase β - Al_2Mg_3 , nos contornos de grãos, sendo essas fases anódicas em relação à matriz.

Conforme se observa nos gráficos da Figura 8 a sensibilidade máxima à trinca ocorre em algum ponto entre a matriz de alumínio sem elemento de liga e o alumínio altamente ligado, como por exemplo no caso da liga Al-Mg, esse o ponto ocorre em 1,4% de Mg. Segundo (LIU; KOU, 2015) o alumínio não ligado não é suscetível a trincas de solidificação porque não há eutético de baixo ponto de fusão presente no contorno de grão para causar trincas de solidificação. Nas ligas de alumínio o líquido eutético compreendido entre os grãos pode ser abundante o suficiente para preencher as trincas no seu estágio inicial, ou somente ter volume suficiente para formar um filme fino e contínuo no limite de grão, o que tornar o material bastante suscetível a trincas de solidificação. Conforme citado por (LIU; KOU, 2015), uma estrutura dendrítica equiaxial fina com líquido abundante entre os grãos pode deformar-se mais facilmente sob tensões do que uma estrutura dendrítica colunar grosseira e, portanto, tem menor suscetibilidade a rachaduras.

Fatores mecânicos também podem influenciar o surgimento de trincas de solidificação, por meio de:

- Tensões de contração, que podem ocorrer em função da contração térmica ou da contração por mudança da fase líquida para a fase sólida, ou ambas.
- Grau de restrição da junta. Fator diretamente ligado à geometria da junta e à espessura do material a ser soldado.

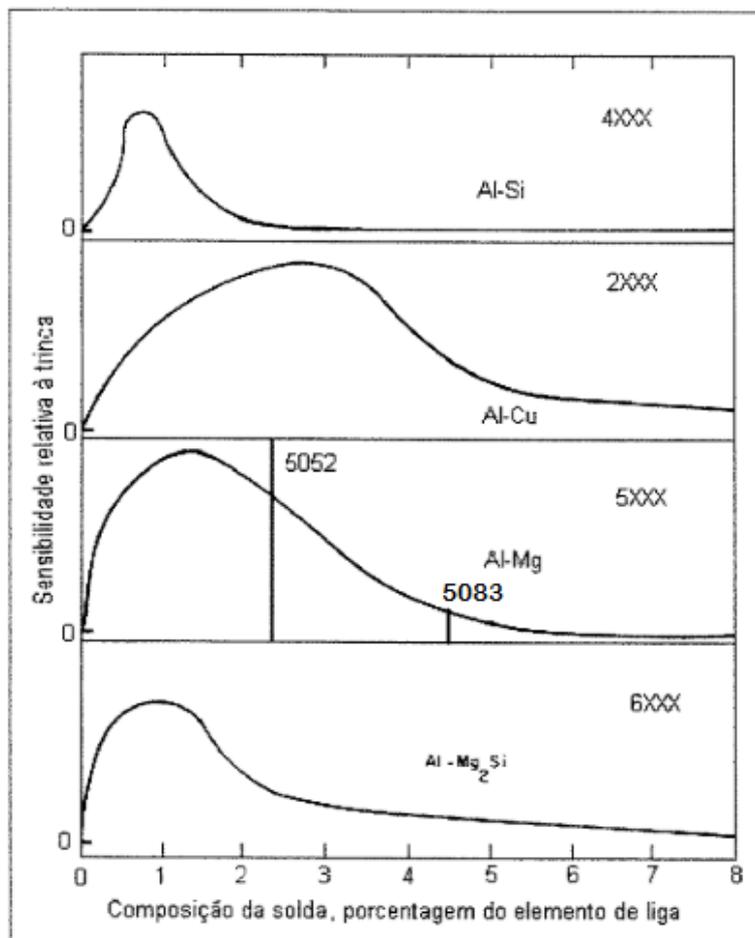


Figura 8. Diagrama de suscetibilidade à trinca de solidificação em função do elemento majoritário da liga de alumínio.

Fonte: Martins, N. (2008), adaptado.

Os processos de soldagem por fusão, quando aplicados as ligas de alumínio, irão acarretar características distintas de propriedades mecânicas da junta em relação ao metal de base, conforme o tipo de tratamento de endurecimento original dessa liga, ou seja, ligas tratáveis termicamente e ligas não tratáveis termicamente, em virtude das modificações microestruturais que irão se originar durante o processo de fusão, solidificação e resfriamento da junta. Nas ligas tratáveis termicamente, as quais sofrem endurecimento por precipitação, as transformações metalúrgicas decorrentes do processo de soldagem por fusão promovem uma degradação nas suas propriedades mecânicas na região termicamente afetada, isso em função da dissolução ou crescimento de precipitados. Essa modificação microestrutural da zona termicamente afetada (ZTA) irá diferir para cada tipo de liga. Por exemplo, as ligas da série AA 2XXX terão a microestrutura da ZTA modificadas pelo processo de dissolução de precipitados, enquanto as ligas da série AA 6XXX pelo crescimento de

precipitados. Todos esses mecanismos são governados pelo processo de difusão, sendo que essa degradação nas propriedades é diretamente associada ao aporte de calor fornecido à junta, ou seja, termicamente dependente. Logo, a resistência mecânica resultante na ZTA após a soldagem geralmente determina a resistência da junta para essas ligas na condição soldada. Porém a degradação da ZTA nessas ligas pode ser reduzidas a fim de reestabelecer as propriedades da liga com tratamento térmico pós soldagem, ou também com soldagem multipasse e controle de temperatura de entrada entre passes associada a eliminação do pré-aquecimento (TOTTEN; MACKENZIE, 2003)(ÇAM; İPEKOĞLU, 2017).

Já a soldabilidade de ligas de alumínio não tratáveis termicamente, ou seja, ligas que recebem tratamento de endurecimento por trabalho a frio e por solução sólida, apresentam características distintas em relação às ligas tratáveis termicamente. Essas ligas ao serem submetidas ao aporte de calor durante o processo de soldagem não são capazes de gerar dissolução e crescimento de precipitados na ZTA. Isso ocorre em função da ausência de elementos de ligas endurecedores por precipitação, como por exemplo Cu + Mg e Si + Mg, como ocorre nas ligas AA 2XXX e AA 6XXX, respectivamente. Por outro lado, o aquecimento gerado na ZTA durante o processo de soldagem irá acarretar a perda de propriedades mecânicas obtidas por intermédio do processo de encruamento, porém bem menos significativo quando comparado às ligas tratáveis termicamente. Isso em função de que nas ligas não tratáveis termicamente a ZTA é tratada com uma zona única, não apresentando alterações significativas na microestrutura, sendo apenas submetida à ocorrência de recuperação, recristalização e crescimento granular na ZTA. Essas modificações microestruturais podem acarretar uma queda na resistência mecânica da liga de base endurecida por encruamento, porém deixando a região com resistência mecânica mínima semelhante à do metal de base na condição de recozido, apresentando assim um ganho de ductibilidade.

(LUIJENDIJK, 2000), estudando a soldagem de ligas dissimilares de alumínio dentro da série 5XXX (Al-Mg), constatou que a redução da resistência mecânica na zona termicamente afetada das ligas endurecidas por tensão da série 5XXX é inferior a 10%.

Diferentemente das ligas tratáveis termicamente que têm a região da ZTA como parte da junta soldada de menor resistência mecânica, as ligas não tratáveis termicamente têm a zona de fusão como região mais frágil quando submetidos a

carregamentos sob tensão. Isso ocorre em função da natureza fundida do metal de solda caracterizado por dendritas, fases segregadas interdendríticas e falta de precipitados endurecedores (KUMAR; SUNDARRAJAN, 2009). As ligas Al-Mg quando soldadas por processo de fusão adquirem uma microestrutura na região do metal de solda (MS) que consiste de grãos epitaxiais colunares com uma subestrutura dendrítica celular ou colunar com a presença de eutéticos interdendríticos, sendo principalmente encontrada a fase β -Al₂Mg₃, quando utilizado ligas como mais de 3% de Mg em peso (BRENT L. ADAMS ET AL, 2004)(ÇAM; İPEKOĞLU, 2017).

2.3 Processo TIG

O processo de soldagem a arco com eletrodo não consumível e proteção por gás inerte (Gas Tungsten Arc Welding – GTAW; ou Tungsten Inert Gas - TIG) consiste em um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça metálica a ser soldada, ambos protegidos por uma atmosfera de gás inerte.

Conforme mostra a Figura 9, o arco voltaico estabelecido entre o eletrodo de tungstênio e a peça metálica a ser soldada por TIG pode ser dividido em três partes principais:

- Região de queda anódica.
- Região de plasma.
- Região de queda catódica.

O volume do arco é basicamente o volume da coluna de plasma (l_a), pois as regiões de queda anódica (V_a) e catódica (V_c) são muito inferiores à região do plasma. Embora com um volume desprezível, as regiões de queda anódica e catódica caracterizam-se por apresentar campo elétrico e térmico de alta intensidade, na ordem de 10^8 V/m na região catódica e entre 10^6 e 10^7 V/m na região anódica (LUCIANO MACHADO CIRINO, 2009). Conforme (MODENESI, 2009) e (YARMUCH; PATCHETT, 2007), a região de coluna de plasma é eletricamente neutra e em condições de equilíbrio térmico para pressões próxima ou superior a 1 atm, sendo composta por partículas neutras (átomos e moléculas), íons e elétrons livres que são responsáveis pela condução de corrente entre os eletrodos, com gradiente de tensão uniforme ao longo do arco.

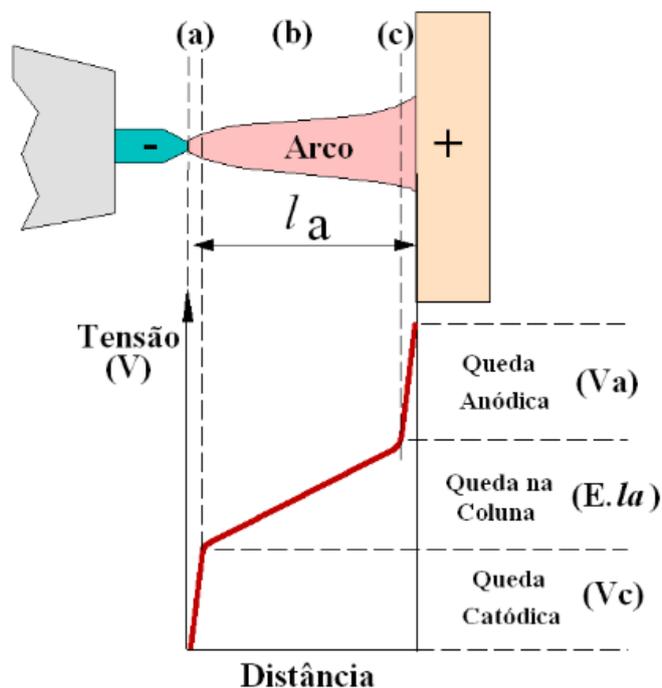


Figura 9 - Distribuição de potencial em um arco e suas regiões: (a) Zona de Queda Catódica, (b) Coluna do Arco e (c) Zona de Queda Anódica (esquemático).
Fonte: (MODENESI, 2009).

Já a região de queda anódica caracteriza-se por ser um pequeno arco adjacente ao ponto anódico (polaridade positiva) com uma largura de aproximadamente $1 \mu\text{m}$, com uma carga elétrica espacial negativa em virtude da maior concentração de elétrons, que é responsável pelo elevado gradiente de tensão, gradiente este que mantém a passagem de corrente.

Na configuração corrente contínua com eletrodo negativo (CCEN), a região de emissão de elétrons denominada mancha catódica situa-se na ponta do eletrodo de tungstênio, já a mancha anódica, região de recepção dos elétrons, se situa na peça de trabalho. Portanto, o bombardeio de elétrons nesta região acarreta um forte aquecimento do substrato do ânodo proporcionando uma maior penetração (YARMUCH; PATCHETT, 2007). Entretanto, esta configuração teria dificuldade em realizar a remoção da camada de óxido Al_2O_3 , que possui temperatura de fusão de 2060°C . Apesar do processo de soldagem TIG CCEN atingir temperaturas muito mais elevadas do que 2060°C , devido à alta condutividade térmica do alumínio, isso permitiria que a temperatura se difundisse rapidamente na peça, fundindo o substrato

da liga, mas mantendo o óxido intacto ou parcialmente fundido na poça (CIRINO, 2009).

Já na configuração corrente contínua com eletrodo positivo (CCEP), há a inversão das polaridades, onde o eletrodo será o ânodo e a peça o cátodo, forçando um fluxo de elétrons da peça metálica para o eletrodo de tungstênio. Nessa situação, a emissão de elétrons não mais ocorrerá por efeito termoiônico, pois agora a peça metálica assume a posição de cátodo (polo negativo) e não atinge temperatura para tal. Segundo (CIRINO, 2009), a emissão de elétrons irá ocorrer em virtude de um intenso campo elétrico gerado na região de queda catódica, que geralmente excede 10^9 V/m, devido à difusão de íons carregados positivamente sobre a camada de óxido, gerando um gradiente de voltagem muito elevado entre o cátodo de metal e essa camada de óxido carregada. Esse mecanismo de emissão a partir de um cátodo não-termiônico é conhecido como efeito de campo. É provável que esse elevado gradiente de alta voltagem ocorra em virtude da concentração de elétrons em locais emissores pontuais na superfície do cátodo com diâmetro de aproximadamente 1 nm de diâmetro. Entretanto, essa densidade de energia não será suficiente para emitir elétrons por mecanismo termoiônico, porém a energia concentrada no ponto deverá ser suficiente para romper ou fundir o óxido Al_2O_3 . (YARMUCH; PATCHETT, 2007) (DUTRA; CIRINO; GONÇALVES E SILVA, 2010).

A Figura 10 mostra um desenho esquemático onde a mancha anódica (A1) se mostra muito maior do que a catódica (A2) e de abrangência contínua. No eletrodo positivo os elétrons são extraídos de múltiplos pontos catódicos microscópicos e de movimentação aleatória, via emissão de campo, formando pequenas regiões catódicas (A2) que varrem a região de soldagem. Logo, entende-se que para uma dada corrente de soldagem a densidade de energia no ponto catódico (A2) será maior que (A1) (YARMUCH; PATCHETT, 2007) (DUTRA; CIRINO; GONÇALVES E SILVA, 2010).

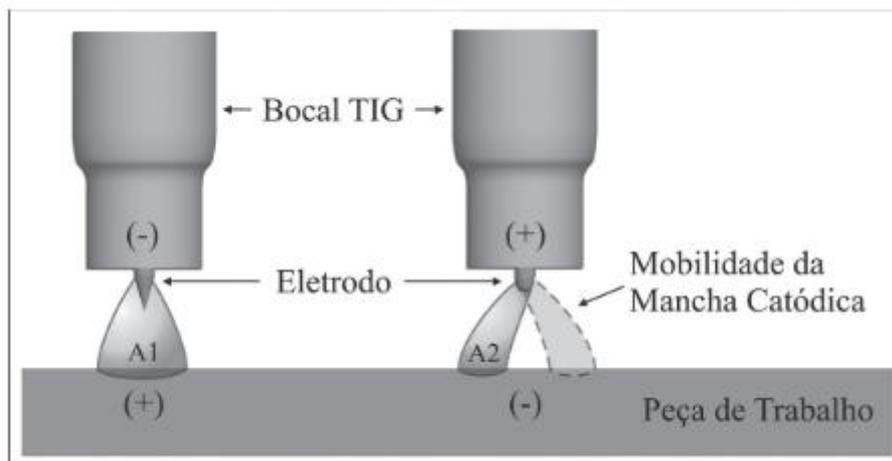


Figura 10 – Desenho esquemático da área de atuação da mancha anódica em TIG CCEN e da mancha catódica em TIG CCEP.

Fonte: (DUTRA; CIRINO; GONÇALVES E SILVA, 2010).

Segundo diversos autores existem outras teorias que também podem explicar sobre o mecanismo provável de rompimento da camada de óxido, que sugerem que os elétrons ao saírem do substrato metálico em alta velocidade arrancam a película de óxido e a quebram em partículas muito pequenas. Por outro lado, um bombardeio de íons positivos principalmente de átomos de gás inerte de proteção, ao atingirem a peça de trabalho, têm energia suficiente para quebrar a película de óxido. Conforme (SCOTTI; REIS, 1999), a limpeza da camada de óxido com um gás inerte de alta massa atômica relativa como o Argônio (Ar) é mais eficiente do que com um gás mais leve como o Hélio (He). Segundo (YARMUCH; PATCHETT, 2007) e (DUTRA; CIRINO; GONÇALVES E SILVA, 2010), ambos os mecanismos adicionam energia ao cátodo e podem ser capazes de aumentar a quantidade de material fundido na poça.

Baseado nas citações acima é fácil entender que o complemento dos dois processos, em que TIG CCEP com melhor limpeza da camada de óxido, porém de baixa penetração e arco instável e TIG CCEN com boa penetração, estabilidade do arco, porém sem limpeza da camada de óxido, é a configuração ideal para soldagem de peças de alumínio.

O processo TIG com corrente alternada se apresenta como um processo intermediário que garante a limpeza catódica no polo positivo e penetração no polo negativo, conforme a frequência de inversão de polaridade da corrente de soldagem no período, Figura 11.

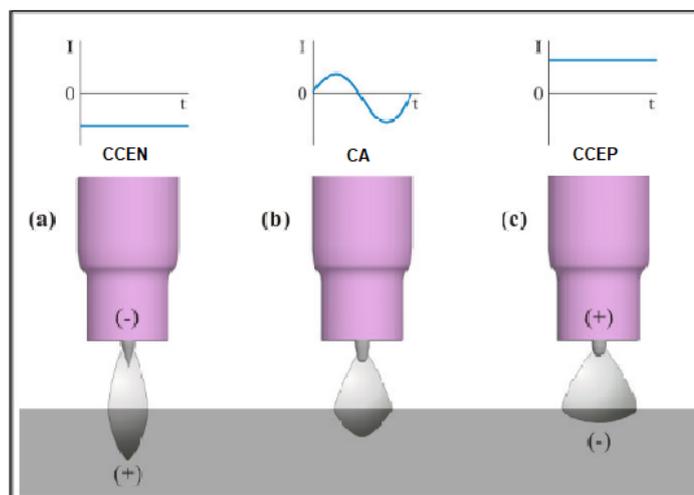


Figura 11 - Representação do tipo de processo TIG e o formato da poça de fusão. (a) Processo TIG CCEN com uma poça de fusão estreita e profunda; (b) Processo TIG CA com uma poça de fusão com dimensões intermediária a CCEN e CCEP; (c) Processo TIG CCEP com poça de fusão larga e rasa.

Fonte: (LUCIANO MACHADO CIRINO, 2009).

Entretanto, em função da inversão de sentido de corrente negativo/positivo em um perfil de onda senoidal, existe um atraso na emissão de elétrons no polo positivo até que se atinja um nível específico de tensão nessa situação, acarretando assim em um arco instável, logo é necessário a utilização de estabilizadores do arco na corrente reversa como um sinal de saída de corrente em onda quadrada/retangular, Figura 12, onde a transição de polaridade positiva para negativa ocorre de forma quase instantânea, o que contribui para que não ocorram maiores dificuldades na re-ignição do arco (SCOTTI; REIS, 1999).

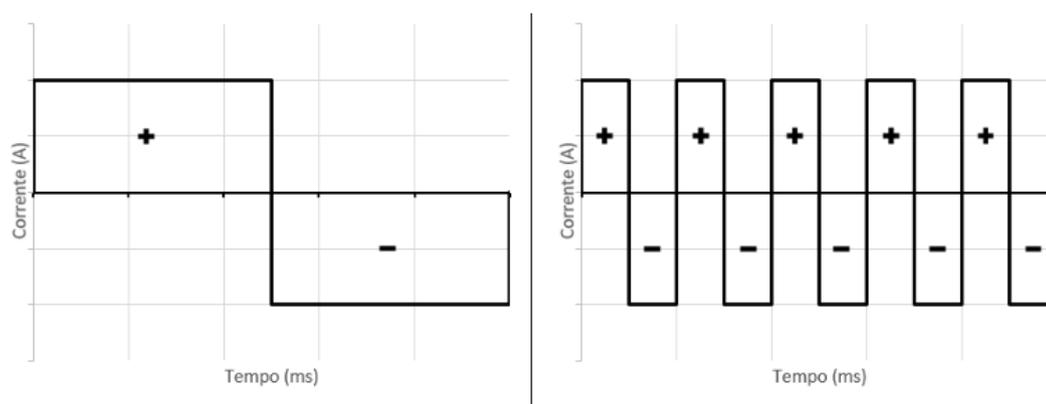


Figura 12 - Exemplo de onda quadrada, com variação de tempo de EP e EN no período. Fonte:(ANTONELLO *et al.*, 2020).

Hoje em dia, com o avanço da eletrônica, os equipamentos de solda permitem não só a utilização de corrente de soldagem com perfil de onda quadrada, como também a modulação dessa onda. Esse controle de modulação permite ao operador

optar por uma onda retangular desequilibrada em relação ao tempo de atuação da polaridade no eletrodo de tungstênio e peça, permitindo ao operador um maior controle sobre a geometria do cordão de solda e limpeza catódica da região soldada.

2.4 Soldagem das ligas Al-Mg por processo TIG CA.

Em função das características físico-químicas do alumínio e suas ligas, a sua soldagem com requisitos de qualidade requer processos e procedimentos bem especificados. Os processos GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) com corrente contínua e eletrodo positivo e o processo TIG com corrente alternada são os mais utilizados na indústria, em função do seu baixo custo, fácil operacionalidade e boa qualidade do cordão de solda.

Inúmeras pesquisas foram realizadas com modificação e fixação de parâmetros de soldagem TIG CA, como corrente de soldagem, velocidade de avanço da solda, taxa de fluxo de gás de proteção, entre outros, a fim de se obter uma condição ótima para o cordão de solda e avaliar a influência desses parâmetros nas propriedades mecânicas e microestruturais das juntas soldadas composta por ligas Al-Mg.

(AESH, 2001) estudou os efeitos dos parâmetros de processos TIG CA nas dimensões do cordão de solda em uma junta confeccionada com liga de Al-Mg AA 5005, onde investigou entre outros parâmetros a influência da corrente de soldagem e da velocidade de soldagem. Os estudos realizados revelaram que o aumento da largura do cordão de solda apresenta uma taxa de crescimento maior em função do aumento da corrente de solda do que em relação a velocidade de soldagem. Com isso se obtém um controle mais eficiente da largura do cordão através da corrente de soldagem. Já a profundidade do cordão de solda é mais sensível à velocidade de soldagem, não desconsiderando a influência da velocidade e corrente de soldagem nas dimensões finais de largura e profundidade do cordão, respectivamente. Os resultados encontrados em corpos de prova ensaiados revelaram que o tamanho da ZTA diminui com o aumento da corrente e/ou velocidade de soldagem, sendo que a taxa de redução da largura da ZTA é maior com um aumento da corrente de solda do que com um aumento de velocidade. Isso já era esperado, pois para uma maior penetração se necessita de maior tempo de exposição ao calor, logo é necessária uma menor velocidade.

O efeito do tipo e vazão de gás de proteção para liga Al-Mg no processo TIG CA foi estudado por (PEASURA; WATANAPA, 2012) com a liga AA 5083, onde foram utilizados argônio e hélio como gases de proteção para a poça de fusão. Os resultados encontrados na ZTA mostraram uma menor dureza para o uso do hélio como gás de proteção, resultado de uma maior quantidade de calor na região de solda, acarretando uma microestrutura com tamanho de grão maior em relação à microestrutura da amostra que utilizou argônio.

Já a influência dos parâmetros de soldagem como corrente de soldagem e vazão de gás de proteção na resistência à tração de uma junta de liga Al-Mg foi estudada por (SINGH et al., 2013)(RAVINDAR; GURURAJ, 2015). Ambas as pesquisas utilizaram a liga AA 5083, metal de adição ER 5356 e argônio com 99,99% de pureza como gás de proteção, bem como percentual de eletrodo positivo (EP) de 50%, conforme tradicionalmente recomendado para soldas em ligas de Al-Mg. Nas análises dos resultados obtidos, os autores constataram em suas pesquisas que a resistência à tração da junta aumenta à medida em que se aumenta a corrente de soldagem, e o mesmo ocorre com um aumento da vazão do gás de proteção.

(SHANAVAS; RAJA DHAS, 2017) em sua pesquisa com a liga AA 5052 e metal de adição ER 5356 estudaram os efeitos da interação entre a corrente de soldagem e a taxa de fluxo de gás inerte (argônio) na resistência à tração. Os resultados encontrados mostraram que o aumento de corrente de soldagem nas várias taxas de fluxo aplicadas geraram um aumento inicial da resistência à tração, decaindo posteriormente com a continuidade do aumento do valor de corrente, sugerindo que existe um valor ótimo para esta interação.

(GOU; WANG, 2020), em pesquisa com a liga AA 5052 e metal de adição ER 5356, aplicaram uma variação de corrente de solda de 100 A, 110 A, 115 A e 120 A onde constataram um ganho expressivo nos valores de resistência à tração à medida em que a corrente foi elevada até 115 A. Ao variar de 115 A para 120 A não foi verificado ganho significativo de resistência à tração. O mesmo foi observado nos ensaios de microdureza, onde o MS apresentou os menores valores de dureza entre as regiões da junta. Conforme os autores, em corrente baixa de soldagem, a temperatura da poça de fusão também é baixa. Logo, a velocidade de solidificação aumenta, não permitindo que o soluto da poça de fusão seja difundido e facilmente segregado. Então, ao ter aumentada a corrente de soldagem na confecção da junta, o grau de segregação é reduzido e as propriedades mecânicas são melhoradas.

Porém, o aumento da corrente de soldagem tornará o grão no MS mais grosseiro, e a ZTA será recristalizada, motivo pelo qual as propriedades mecânicas da junta soldada não apresentam ganho significativo a partir de determinada corrente de soldagem aplicada. Entretanto, os autores não informam se a liga AA 5052 com 2,4% Mg possui algum tipo de têmpera de endurecimento, a fim de consolidar os dados referente ao metal de base possuir maior dureza do que o metal de solda com 5,0% Mg, e a queda de dureza na ZTA.

(JEBARAJ *et al.*, 2020) estudaram o comportamento mecânico da liga AA 5083 H111 soldada pelo processo TIG CA usando como metal de adição a liga ER 5183. Nas análises realizadas no metal de solda, constatou-se que em virtude do alto percentual de magnésio no metal de adição, 4,9% Mg em peso, ocorreu a formação de uma maior quantidade de partículas de segunda fase como uma subestrutura dendrítica em relação ao metal de base (MB). E entretanto os autores não mostraram a caracterização da fase β -Al₂Mg₃, isto fica apenas sugerido através de apoio da literatura. Na região adjacente entre o MS e a ZTA foi observada uma recristalização dos grãos locais, acarretando diminuição da dureza. Porém, não foram observadas diferenças significativas ou alterações microestruturais, como dissoluções de precipitados e grãos mais grossos na ZTA devido a essa recristalização. Nos ensaios mecânicos realizados para caracterização da resistência mecânica da junta soldada foi constatada uma menor dureza no MS em relação ao MB. Segundo os autores, isso ocorre provavelmente em função da intensa formação de partículas de segunda fase β -Al₃Mg₂, que geralmente são macias. O rompimento de todas as amostras nos ensaios de tração ocorreu no MS em ângulo de 45° caracterizando uma fratura por cisalhamento dúctil.

Já (SAMIUDDIN *et al.*, 2020), em seus experimentos para examinar o comportamento microestrutural de uma junta composta por liga AA 5083 H111 e metal de adição ER 5183 pelo processo TIG CA em função da variação do aporte de calor, identificaram um aumento da precipitação das fases Al₆(Mn, Fe) e Mg₂Si nos limites de grãos. Essa precipitação ocorreu em toda a região da solda, à medida que um maior aporte de calor é cedido à junta. Segundo os pesquisadores, as partículas de Mg₂Si se formam diretamente nas fases constituintes Al₆(Mn, Fe). Com uma maior entrada de calor, as partículas de Al₆(Mn, Fe) começam a diminuir, assumindo uma morfologia nodular fina e são parcialmente usadas para o crescimento da fase Mg₂Si nucleada. Segundo os autores, isso acarreta um efeito negativo na resistência à

tração, pois facilita o deslizamento do contorno de grão. Com maior entrada de calor na junta a largura da zona de fusão é aumentada, e ocorre o desenvolvimento de grãos mais grosseiros, o que também diminui a resistência à tração e dureza no MS.

Conforme (KUMAR; SUNDARRAJAN, 2009), num estudo referente à melhoria das propriedades mecânicas das soldas da liga de alumínio AA 5456 através do processo de soldagem com gás inerte de TIG CA, as ligas de alumínio não tratáveis termicamente quando sujeitas ao aporte de calor durante o processo de soldagem têm a largura da ZTA aumentada. Por outro lado, as propriedades mecânicas apresentam uma redução mínima, verificando que a resistência mínima da ZTA se aproxima do metal original recozido, independente da temperatura.

As características e modificações causadas na microestrutura das regiões das juntas compostas pela liga Al-Mg quando soldadas por TIG CA também foram estudadas por diversos pesquisadores. (LIYAKAT; VEEMAN, 2022), ao pesquisarem a liga AA 5052 usando o processo TIG CA observaram que a junta soldada apresenta uma transição gradual na microestrutura fundida grosseira do MS para uma região ZTA recristalizada, que surge a partir da presença de uma zona de interface entre MS e ZTA com grãos alongados, Figura 13. A resistência da região do metal de solda é reduzida em função do aumento do tamanho dos grãos devido ao alto aporte de calor durante a soldagem. Foram observados intermetálicos irregulares β - Al_2Mg_3 e Mg_2Si no MS, em virtude do alto teor de Mg do metal de adição e a presença de intermetálicos Mg_2Si e Al_3Fe na ZTA. Isso é coerente com a composição química do metal de base AA 5052, que possui baixo teor de Mg, em torno de 2,5% de Mg em peso.

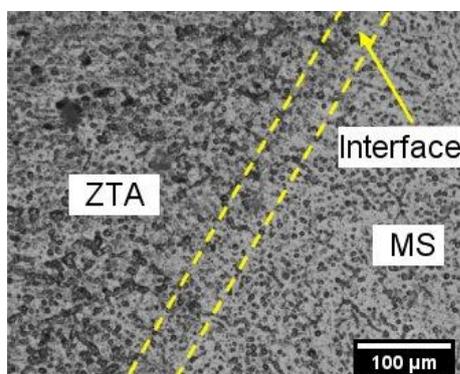


Figura 13 - Região de transição na microestrutura fundida grosseira do metal de solda para uma região ZTA recristalizada.

Fonte: (LIYAKAT; VEEMAN, 2022).

Resultados semelhantes foram observados por (GOU; WANG, 2020), que estudaram a influência da corrente de soldagem na microestrutura da liga AA 5052 em juntas soldadas pelo processo TIG CA, com metal de adição ER 5356. Na análise microestrutural realizada na junta soldada, os autores identificaram as regiões de MS, zona de interface e ZTA, sendo que não é óbvia a identificação dos limites entre elas. O MB da liga AA5052 apresenta uma microestrutura equiaxial, enquanto o MS e a ZTA apresentam uma morfologia entre cristais equiaxiais e dendríticos, Figura 14. (MUSTAFA; CHANDRA; PAULRAJ, 2018) observaram o mesmo comportamento microestrutural em seus estudos com processo TIG CA com a liga AA 5083 H111 e metal de adição ER5356, Figura 15.

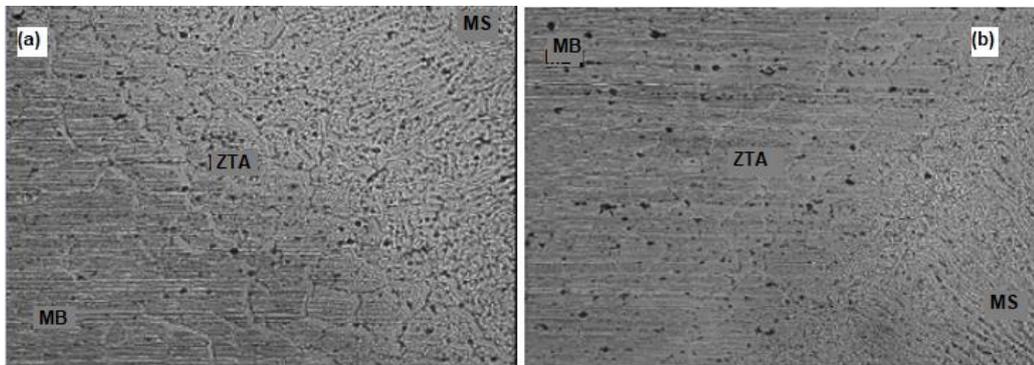


Figura 14 - Microestrutura das regiões MB, MS e ZTA das juntas soldadas em (a)110 A e (b) 120 A.

Fonte : (GOU; WANG, 2020).

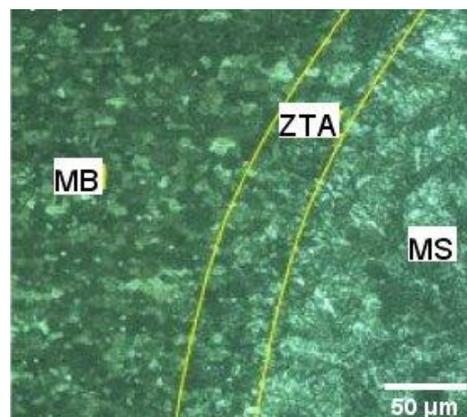


Figura 15 - Transição microestrutural das regiões de metal de solda (ER 5183), ZTA e metal de base (AA5183).

Fonte:(MUSTAFA; CHANDRA; PAULRAJ, 2018).

2.4.1 Influência do tempo de atuação da polaridade positiva no cordão de solda em ligas de alumínio.

Conforme a literatura tradicional, a aplicação do processo TIG CA na soldagem de ligas de alumínio com um tempo maior de atuação do eletrodo de tungstênio na polaridade negativa leva a um cordão de solda com maior penetração, enquanto um maior tempo de atuação do eletrodo na polaridade positiva a uma maior remoção de óxido da camada superficial. Isso se baseia nas afirmações encontradas na literatura de que na configuração CCEN, 60%-80% do calor é entregue à peça e 40%-20% ao eletrodo, enquanto na configuração CCEP 40%-20% do calor é entregue à peça e 60%-80% fica retido no eletrodo, causando um maior desgaste do mesmo, menor penetração e instabilidade do arco (ALCAN, 1993)(MODENESI, 2009).

Usualmente, na prática esse balanço de polaridade é aplicado com 50% para cada polo, garantindo o equilíbrio entre penetração e limpeza catódica. Atualmente, as fontes de solda eletrônicas permitem aos operadores uma manipulação do perfil de onda quadrada, onde o percentual do tempo de atuação de cada polaridade pode ser facilmente regulado dentro do período de onda. Isto então permite ajustar a regulagem do perfil da onda em um perfil simétrico (tempo de atuação da polaridade positiva = tempo de atuação da polaridade negativa) ou um perfil assimétrico (tempo de atuação da polaridade positiva \neq tempo de atuação da polaridade negativa), bem como regulagem da frequência dessa onda. Esses parâmetros referentes ao tempo de atuação da polaridade positiva no eletrodo de tungstênio, ou percentual de eletrodo positivo (%EP) em TIG CA influencia não somente na capacidade de remoção de óxido da camada superficial em solda de ligas de alumínio, mas também na geometria final do cordão de solda. Alguns pesquisadores constataram que percentuais pequenos de tempo de atuação de eletrodo positivo, em torno de 6,5% a 10%, já é suficiente para garantir uma limpeza catódica suficiente. Isso foi comprovado por (SCOTTI; REIS, 1999) e (DUTRA; CIRINO; GONÇALVES E SILVA, 2010) em seus estudos. (SCOTTI; REIS, 1999) ainda determina um valor mínimo entre 1,5 ms a 2,1 ms para taxas mínimas equivalentes de aproximadamente de 10% de EP para garantir a remoção da camada de óxido satisfatoriamente. Esse parâmetro também é validado por (SCOTTI; DUTRA; FERRARESI, 2000) em pesquisa realizada com a liga AA 1060.

Estudos referentes à influência da variação de %EP em relação à penetração em ligas de alumínio têm mostrado uma discrepância em relação à literatura convencional a respeito da relação %EP com a penetração, largura do cordão de solda e largura de limpeza catódica. Diversos pesquisadores têm observado uma relação direta entre o aumento de %EP e as dimensões de penetração e largura de limpeza catódica a partir de %EP entre 20% e 30% de EP. (MIYASAKA; OKUDA; OHJI, 2005) ao pesquisarem os efeitos da influência dos parâmetros de onda como frequência e taxa de tempo de eletrodo positivo no processo de soldagem TIG CA em ligas AA 5052, observaram que ao aumentar-se %EP de 10% para 30% e por último para 50%, houve um aumento na largura de limpeza da solda e penetração. Conforme observado pelos autores, o aumento do tempo de eletrodo positivo permite que o arco busque pontos catódicos mais distantes na superfície, aumentando assim a largura de limpeza. Entretanto, essa busca distante acaba por aumentar a tensão do arco no ciclo. Os autores observaram durante os experimentos um valor de tensão de eletrodo positivo (EP) quase duas vezes maior do que em eletrodo negativo (EN), e relacionam o aumento de penetração a um aumento da potência do arco em EP em função do incremento de tensão. Porém verificaram que a tensão em EN cai em valores aproximadamente iguais ao aumentado em EP, tornando a variação de potência média insignificante em relação à variação de polaridade.

(YARMUCH; PATCHETT, 2007) obtiveram resultados semelhantes em pesquisa realizada com solda TIG CA autógena com a liga AA 5083 aplicando uma variação de %EP de 20% a 70%. Os resultados encontrados mostraram um aumento linear da profundidade de penetração da solda, bem como na largura do cordão à medida que aumenta o %EP. Conforme (YARMUCH; PATCHETT, 2007) e (DUTRA; CIRINO; GONÇALVES E SILVA, 2010), cada vez que o eletrodo de tungstênio em TIG CA assume a polaridade positiva, a extração de elétrons necessário para manter o fluxo no plasma ocorre na sua maioria sobre a poça de fusão, extraídos de pontos catódicos via emissão de campo. Ao aumentar-se o tempo de atuação da polaridade positiva no eletrodo, adiciona-se mais energia via emissão de campo sobre a poça, logo, aumentando-se a penetração. Por outro lado, o tempo mais longo de atuação de polaridade positiva irá proporcionar uma maior varredura superficial em busca de novos pontos catódico para emissão de elétrons ocasionando um aumento da largura da solda.

(DUTRA; CIRINO; GONÇALVES E SILVA, 2010), ao estudarem a variação do %EP em soldas autógenas TIG CA em ligas de alumínio AA 1200, aplicaram % EP de 6,5%, 10%, 20%, 35% e 50%. Os resultados obtidos mostraram que variação de %EP entre 6,5% e 20% nas soldas apresentaram um comportamento convencional, ou seja, à medida que o %EP aumenta ocorre a redução da penetração e da área de fusão. Entretanto, a partir de 20% até 50%, foi constatado um aumento da profundidade da solda e da área de fusão, Figura 16. Os autores relacionam esse comportamento a partir dos 20% a um possível superaquecimento do eletrodo de tungstênio durante sucessivos semi-ciclos positivos. Esse superaquecimento tende a melhorar a emissão termiônica, facilitando a emissão de elétrons, associado a uma melhoria na condutividade elétrica do gás ionizado em regiões próximas à ponta do eletrodo de tungstênio superaquecido quando este é o cátodo.

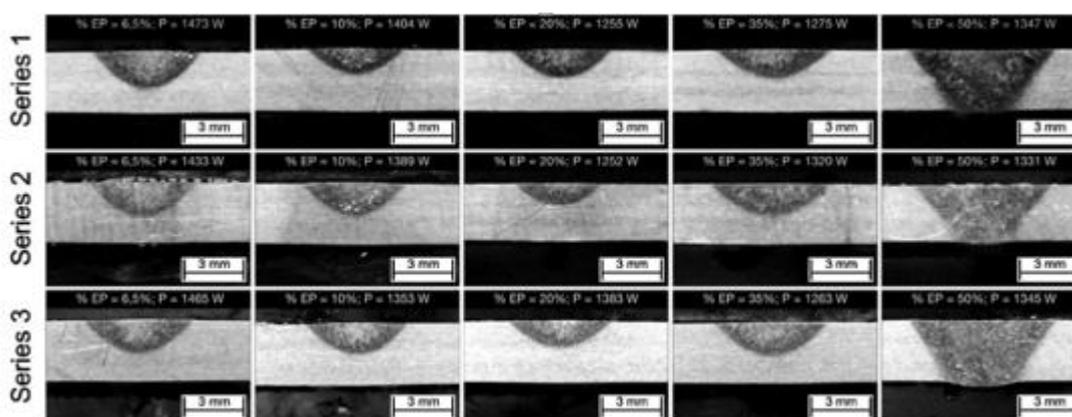


Figura 16 – Variação da penetração e largura do cordão de solda em função da variação %EP, em três séries de repetições.

Fonte: (DUTRA; CIRINO; GONÇALVES E SILVA, 2010).

Essa hipótese pode ser apoiada nos estudos realizados por (PAN et al., 2016) que através do uso de um dispositivo fotográfico de alta velocidade observaram o fenômeno do arco no processo de soldagem TIG CA em chapa da liga AA 5083 com %EP fixo em 30%. Através de simulação numérica e validação experimental, os autores verificaram que a temperatura mais alta calculada ocorre na polaridade positiva próximo à ponta do eletrodo de tungstênio. Segundo os autores, isso se deve ao fato de que na fase de polaridade negativa, quando os elétrons são emitidos, esses induzem um efeito de resfriamento em função de saírem com sua própria energia, ocasionando um resfriamento do eletrodo de tungstênio. Na polaridade positiva, o superaquecimento do eletrodo de tungstênio é devido a este receber um bombardeio

de elétrons, durante sucessivos semi-ciclos que ocorrem durante a soldagem TIG CA. Em ambos os estudos os autores confirmaram que a tensão do arco na fase CCEP foi significativamente maior do que na fase CCEN, em função de que para a emissão de elétrons por emissão de campo, cátodo frio, é necessária uma tensão muito elevada.

Por outro lado, (WANG; WEI; WANG, 2017), ao realizarem um estudo com AA 1060 em soldagem autógena sobre chapa com relações de %EP de 20%, 25% e 30% e corrente constante, constataram que com o aumento do %EP ocorreu uma diminuição da potência do arco, o que diminuiu a largura da solda. Os autores também pesquisaram a influência da taxa de resfriamento em função da variação %EP aplicada (20%, 25% e 30%). Os autores constataram que ao variar o %EP a taxa de resfriamento foi ligeiramente aumentada, não produzindo efeito significativo no tamanho dos grãos.

A literatura ainda é muito escassa sobre estudos da influência da variação do tempo de atuação da polaridade positiva em soldas TIG CA em ligas de alumínio, principalmente no que tange às modificações microestruturais, principalmente em se tratando dessa possível influência no desenvolvimento de precipitados de segunda de fase tanto no MS como na ZTA.

2.5 Corrosão do alumínio

O alumínio deveria apresentar-se como um metal ativo pouco resistente à corrosão. Porém, de forma geral o alumínio apresenta uma excelente resistência à corrosão na maioria dos ambientes naturais. Tal característica deve-se à presença da camada do óxido Al_2O_3 (alumina), criando um filme insolúvel, compacto e aderente sobre toda a superfície exposta do alumínio, sendo quando essa camada é danificada, ela é renovada quase imediatamente. Essa camada de óxido é estável em pH neutro, porém em meios onde o pH apresenta-se ácido ou muito alcalino essa camada torna-se mais solúvel. A Figura 17 apresenta o diagrama de Pourbaix para o alumínio onde mostra-se que a camada de óxido permanece protegendo o metal na faixa de pH entre 4 e 8,5.

O processo de corrosão da liga de alumínio envolve tanto o metal quanto o ambiente de exposição. Logo, a resistência à corrosão de uma liga dependerá de

variáveis vinculadas às características físico-químicas do ambiente, como pH, presenças e concentrações de íons halogêneos, temperatura, pressão, grau de movimento e agitação do fluido, entre outras. Já em relação às variáveis associadas à liga, a resistência à corrosão dependerá tanto da composição química quanto do processo de fabricação do material, fatores esses determinantes para a formação da microestrutura da liga, com presença de defeitos como vacâncias, vazios, inclusões, presenças de partículas intermetálicas e de segunda fase e impurezas (YASAKAU *et al.*, 2007).

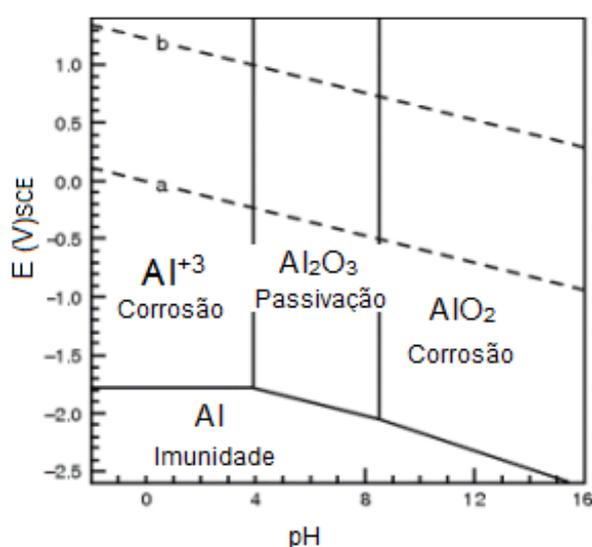


Figura 17 - Diagrama de Pourbaix.
Fonte: (BRENT L. ADAMS *et al.*, 2004). Adaptado.

Partículas intermetálicas, de segunda fase e impurezas são constituintes intrínsecos na matriz das ligas de alumínio, onde muitas dessas ligas utilizam esses elementos para incrementar suas propriedades mecânicas. Porém essas partículas apresentam potenciais eletroquímicos diferentes da matriz de alumínio, podendo ocasionar a formação de pilhas galvânicas locais, favorecendo a ocorrência de corrosão localizada (ABALLE *et al.*, 2003)(YASAKAU *et al.*, 2007)(ALGENDY; LIU; CHEN, 2020).

Em geral as ligas da série Al-Mg (5XXX), objeto de estudo deste trabalho, possuem uma excelente resistência à corrosão. Entretanto, a alta densidade de elementos de liga encontrados na série Al-Mg, que são inseridos na matriz com finalidade de aprimorar as propriedades mecânicas dessa liga, faz com que várias

fases intermetálicas como $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$, $\text{Al}(\text{Mn,Fe,Cr,Si})$, Al_3Fe , $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ e Mg_2Si , sejam encontradas.

Os elementos de liga têm um importante papel no comportamento em corrosão dependendo de como esses se apresentam contidos na matriz. A Figura 18 mostra o comportamento de alguns elementos de liga em solução sólida em relação à quantidade de elemento adicionado *versus* o potencial de corrosão.

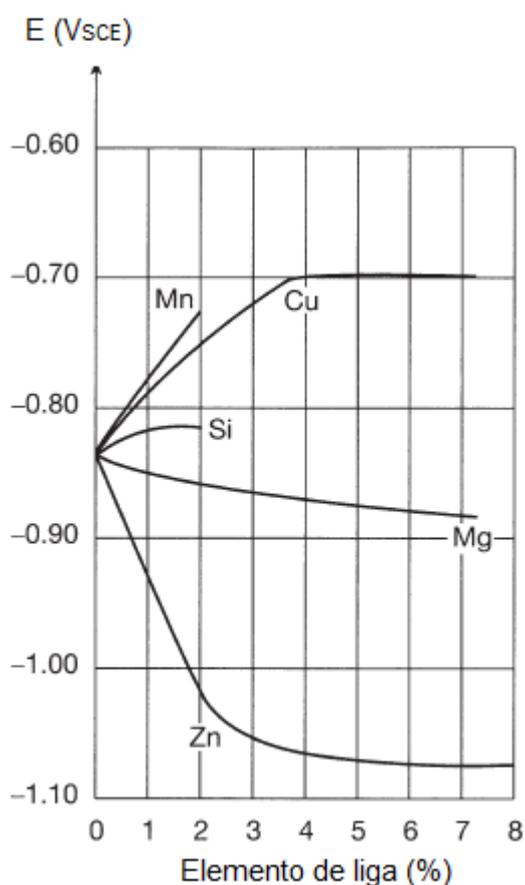


Figura 18 - Efeito dos principais elementos de liga no potencial de corrosão na matriz de alumínio.

Fonte: (DAVIS, 1993)

Conforme o gráfico apresentado por (DAVIS, 1993), o Mn, por exemplo, quando adicionado em solução sólida na matriz, fornece um caráter mais catódico à liga, protegendo-a contra a corrosão. Porém, o mesmo Mn, quando precipitado como fase intermetálica e de tamanho grosseiro, o seu caráter catódico em relação à matriz torna o local propício à corrosão localizada. O Mg em solução sólida, quando aumentado em percentual de peso na matriz, acarreta uma diminuição gradual no potencial de corrosão na faixa de -850 mV a -900 mV (SCE). Já a fase $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$

quando precipitada apresenta um potencial em torno de -1030 mV (SCE) (DAVIS, 1993)(ZHU et al., 2012).

Conforme já mencionado anteriormente, ligas Al-Mg com teores de magnésio maiores que 3,5% tendem a precipitar a segunda fase β - Al_3Mg_2 a partir da solução sólida nos contornos de grãos. Chapas de Al-Mg, quando submetidas a processo de soldagem por fusão, são expostas a ciclos térmicos que podem degradar a microestrutura na ZTA, proporcionando aumento de precipitação de Al_3Mg_2 nos contornos de grãos, tornando a liga suscetível à corrosão intergranular quando os precipitados se formam continuamente ao longo dos contornos de grãos (ZHU et al., 2012). Porém, segundo (ZHANG et al., 2018), essa continuidade da fase β - Al_3Mg_2 nos contornos de grãos é diretamente afetada pela ângulo de desorientação do contorno de grão, onde grão com baixo ângulo de desorientação apresenta uma baixa taxa precipitação criando uma descontinuidade nessa rede de precipitação da fase β - Al_3Mg_2 em torno dos contornos de grãos, reduzindo assim a suscetibilidade à corrosão intergranular da liga.

A fase β - Al_3Mg_2 de característica anódica em relação a matriz será local comum para nucleação de pites com a dissolução do magnésio, enquanto diferentemente as partículas de carácter catódicos como $\text{Al}(\text{Mn},\text{Fe},\text{Cr})$, $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$ e Al_3Fe , irão provocar corrosão alcalina localizada na matriz de Al circundante a essas partículas.

A fase Mg_2Si presente nas ligas Al-Mg inicialmente apresenta um comportamento anódico, promovendo uma dissolução seletiva do magnésio. Logo depois, ocorre um enriquecimento em Si, promovendo então a mudança de carácter eletroquímico da partícula de anódico para catódico, onde passa a ocorrer a dissolução da matriz α -Al adjacente ao precipitado, conforme ilustra a Figura 19.



Figura 19 - Mecanismo simplificado da corrosão da fase Mg_2Si .
Fonte: (VACCHI, 2017).

(PRIYOTOMO; GEDE PUTRAYASA ASTAWA, 2014) pesquisaram o comportamento de corrosão por pite da liga AA 5052 em várias concentrações de cloreto. O alumínio puro foi usado como modelo de comparação a fim de verificar a influência das fases ricas em Fe, presentes somente na liga AA 5052, na formação de pites. Os autores constataram que o potencial de pite no Al puro é superior à liga AA 5052, sendo que a formação de pite no Al puro se dá predominantemente pela penetração do íon de Cl^- na camada defeituosa do óxido Al_2O_3 . Já na liga AA 5052 ocorre um efeito sinérgico entre a penetração do íon de Cl^- e a corrosão galvânica localizada entre o metal alumínio e o precipitado rico em Fe, Al_3Fe . Foi observada a formação de pite por dissolução da matriz na região adjacente ao precipitado Al_3Fe na liga AA 5052, Figura 20.

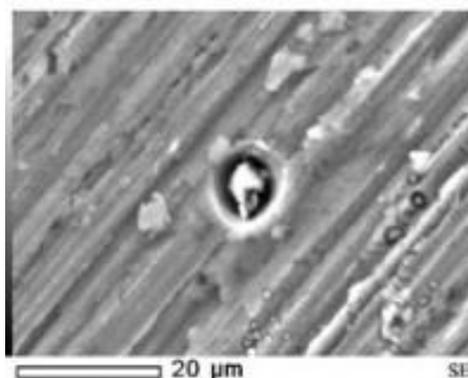


Figura 20 - Imagem MEV, de formação de pite por dissolução da matriz em torno do precipitado Al_3Fe na liga AA 5052.

Fonte: (PRIYOTOMO; GEDE PUTRAYASA ASTAWA, 2014).

(YASAKAU *et al.*, 2007), ao pesquisarem a corrosão localizada influenciada por intermetálicos ricos em ferro $\text{Al}(\text{Mn},\text{Fe},\text{Cr},\text{Si})$ e $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$ encontrados na liga AA5083, verificaram através de microscopia de força atômica a existência de fendas profundas tipo pite nos limites dessas partículas com a dissolução da matriz após imersão em 0,005M NaCl, demonstrando o acoplamento galvânico entre a fase rica em ferro, mais nobre eletroquimicamente, e a matriz de alumínio, mais ativa.

(PEREIRA, 2010) também observou resultados semelhantes ao estudar a resistência à corrosão de juntas soldadas confeccionadas com AA 5083 e ER 5356, ambas com aproximadamente 5% Mg em peso. A Figura 21 mostra a ocorrência de acoplamento galvânico entre as partículas intermetálicas $\text{Al}(\text{Mn},\text{Fe},\text{Cr})$ com a matriz, causando a dissolução do alumínio, tanto no metal de base, como no metal de solda.

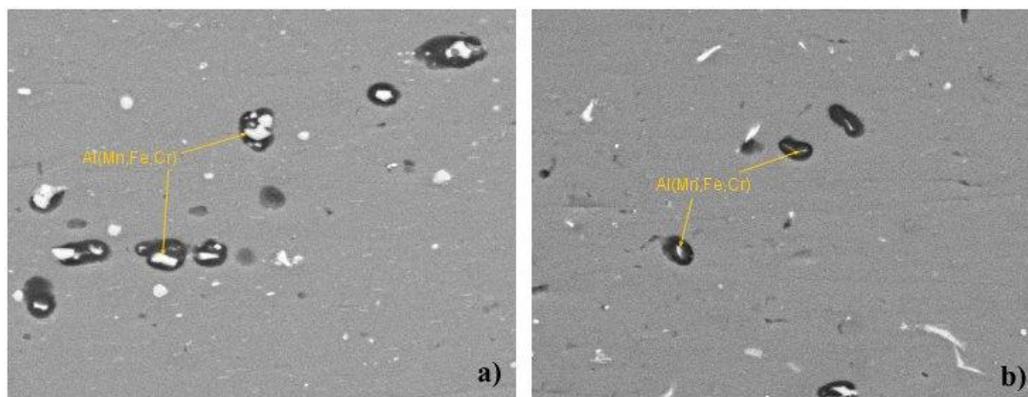


Figura 21 – Imagem MEV do processo de corrosão localizada ao redor das partículas Al(Mn,Fe,Cr), com dissolução da matriz de alumínio circundante, de uma junta soldada composta pela liga AA 5083 e ER5356. (a) metal de base e (b) metal de solda. Fonte: (PEREIRA, 2010).

Partículas intermetálicas ricas em Fe agem como cátodos e dão suporte para a reação de redução de oxigênio, $O_2 + 2H_2O + 4e^- \rightarrow 4OH^-$, produzindo hidroxila. Essa reação catódica promove um aumento do pH aos arredores de cada precipitado, dissolvendo lentamente a matriz na solução alcalina através da reação anódica, $Al \rightarrow Al^{3+} + 3e^-$. Nos estágios posteriores a geração de produto anódico Al^{3+} ocorre de maneira mais rápida do que pode ser neutralizado pelo hidróxido OH^- produzido na superfície do precipitado. Então, a parcela excedente de Al^{3+} então começa a atrair íons de cloreto, Cl^- para o interior do pite. A alta quantidade de $Al^{3+}Cl^-$ dentro do poço leva a hidrólise, $Al^{3+}Cl^- + H_2O \rightarrow Al(OH)_3 + H^+Cl^-$, tornando a região ácida. Uma dissolução prolongada alterará a forma do pite e poderá acarretar o desprendimento do precipitado da matriz (RASTKERDAR; SHAMANIAN; SAATCHI, 2013) (PRIYOTOMO; GEDE PUTRAYASA ASTAWA, 2014).

(ABALLE *et al.*, 2003), ao investigarem a influência da distribuição de precipitados intermetálicos catódicos Al(Mn,Fe,Cr) da liga AA 5083 na reprodutibilidade das medidas eletroquímicas em solução de NaCl a 3,5%, verificaram que o comportamento de corrosão da liga de alumínio AA 5083 está relacionado principalmente à distribuição superficial desses precipitados. A falta de homogeneidade na distribuição superficial dos precipitados em pequenas áreas investigadas (1cm^2) produziu muita dispersão nos resultados de potencial de corrosão (E_{corr}) e resistência à polarização (R_p), dando origem a um baixo nível de reprodutibilidade dos resultados, sendo esta dispersão consideravelmente reduzida quando a área exposta é aumentada, 13 e 25 cm^2 , respectivamente. Os autores sugerem que esse fato pode estar relacionado à heterogeneidade da distribuição das

partículas intermetálicas na superfície analisada e, nesse sentido, tanto o potencial de corrosão quanto a resistência à polarização são claramente afetados. Os autores confirmaram essa hipótese ao realizar um estudo semelhante com a liga AA 1050, a qual possui um número de partículas intermetálicas muito menor do que a liga AA 5083, e verificaram que os valores de E_{corr} e R_p não foram afetados pelo valor da área exposta nos experimentos. Por outro lado, no mesmo estudo, os autores verificaram que amostras de 1cm^2 de área superficial os valores de E_{pite} apresentaram um baixo nível de dispersão, e foi obtido uma medida representativa do comportamento da liga, podendo assim associar que o E_{pite} não está diretamente relacionado com a distribuição dos precipitados na superfície da amostra analisada.

Já (EZUBER; EL-HOUD; EL-SHAWESH, 2008) realizaram estudos sobre o comportamento em corrosão da liga 5083 na água do mar, e usaram comparativo com uma liga de alumínio puro AA 1100. Os autores constataram uma maior suscetibilidade à corrosão da liga AA 5083, em função da alta concentração de magnésio na liga AA 5083, e vasta presença de intermetálicos do tipo $\text{Al}(\text{Mn},\text{Fe},\text{Cr})$, que acabam tendo um papel significativo no comportamento de corrosão por pite.

(LI *et al.*, 2018) estudaram o comportamento corrosivo de precipitados da fase $\text{Al}(\text{Mn},\text{Fe})$ na liga AA5083 em solução aerada a 3,5% de NaCl e constataram a existência de processo corrosivo ao redor das partículas de $\text{Al}(\text{Mn},\text{Fe})$, conforme mostra a Figura 22. A ocorrência deste processo corrosivo se deve ao acoplamento galvânico entre a fase $\text{Al}(\text{Mn},\text{Fe})$ de maior potencial de corrosão e a matriz de alumínio mais ativa.

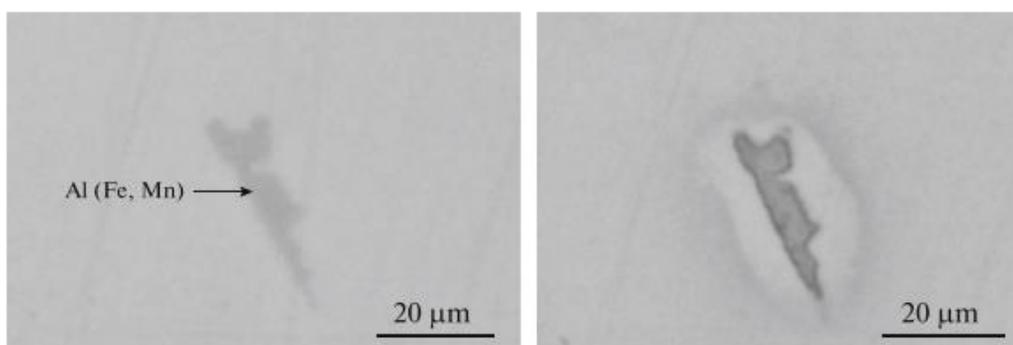


Figura 22 -Imagem da fase $\text{Al}(\text{Mn},\text{Fe})$ presente na liga AA5083 antes e depois de 36 horas de imersão em solução aerada de NaCl a 3,5%.

Fonte: (LI *et al.*, 2018).

Entretanto, em relação ao comportamento em corrosão de juntas soldadas de ligas de alumínio, algumas características devem ser observadas, como por exemplo a heterogeneidade microestrutural em relação a granulometria, precipitação e segregação de partículas de segunda fase e intermetálicos no MS. Considerando a existência de um perfil de transição microestrutural que compreende o MB passando pela ZTA e o MS, essa heterogeneidade microestrutural irá resultar em uma variação de potencial de corrosão do MS em relação ao MB quando expostos meios agressivos (TOTTEN; MACKENZIE, 2003). A Figura 23 apresentada por (J.R.DAVIS, 1998) traz três exemplos de soldas em ligas de alumínio, onde mostra-se a tendência de variação do potencial de corrosão ao longo das regiões da junta.

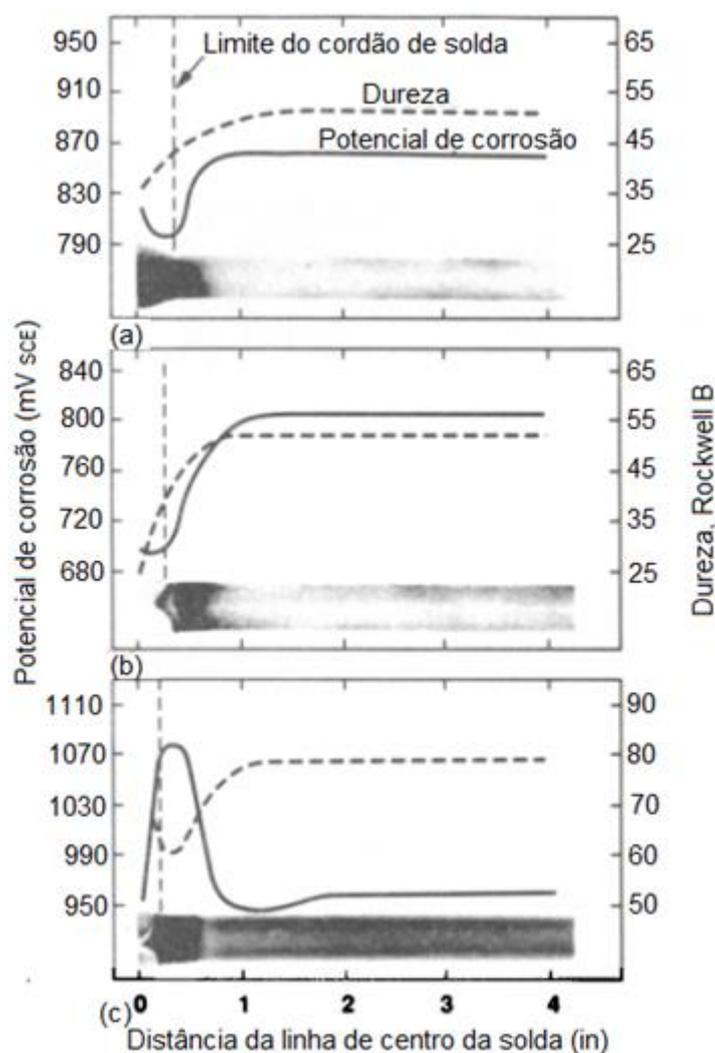


Figura 23 - Imagem demonstrativa do potencial de corrosão e dureza em relação à distância do centro do cordão de solda para três tipos de ligas de alumínio. (a) liga AA 5456 e metal de adição ER 5556, processo MIG. (b) liga AA 2219 e metal de adição ER 2319, processo TIG CA. (c) liga AA 7039-T651 e metal de adição ER 5183, processo TIG CA. Fonte : (J.R.DAVIS, 1998).

Como é possível observar na Figura 23.a, na junta composta pela liga Al-Mg a variação entre as regiões não é muito expressiva. Isso ocorre em função tanto do uso de metal de adição com características químicas muito próximas do metal de base, quanto pela característica inerente das ligas não tratáveis termicamente de não apresentarem mudança microestrutural significativa na ZTA em relação ao MB, conforme já mencionado no item 2.4.

Esta variação microestrutural nas juntas soldadas de ligas de alumínio pode tornar o material suscetível a alguns tipos de corrosão como a galvânica, intergranular, sob tensão e principalmente corrosão localizada por pites. Partículas constituintes podem ser formadas por componentes do metal de adição ou de base com potenciais eletroquímicos diferentes da matriz, podendo formar regiões anódicas ou catódicas na junta, gerando sítios de corrosão localizada por pite.

Vários pesquisadores vêm desenvolvendo estudos sobre o comportamento em corrosão de juntas soldadas com a liga Al-Mg e a qual a influência dos parâmetros de soldagem na presença ou formação de fases intermetálicas e na tendência de uma maior ou menor suscetibilidade à corrosão. Os intermetálicos $Al_6(Mn,Fe)$, $\alpha-Al(Fe,Mn)Si$ e Mg_2Si são comumente encontrados na microestrutura da liga AA 5083, enquanto Al_3Fe e Mg_2Si são os compostos de segunda fase predominantes na liga AA 5052, amplamente utilizadas como metal de base para juntas soldadas. Várias pesquisas com a liga AA 5083, com 5% de Mg não identificaram a presença de segunda fase $\beta-Al_3Mg_2$ na chapa como recebida (ZHU *et al.*, 2012)(ENGLER; MILLER-JUPP, 2016)(YI *et al.*, 2018) (SAMIUDDIN *et al.*, 2020) (RAMACHANDRAN *et al.*, 2020). Porém, na soldagem por fusão em ligas Al-Mg, onde normalmente são utilizadas ligas de adição ER 5356 ou ER 5183, ambas com teor de magnésio em torno de 5%, a presença de fase $\beta-Al_3Mg_2$ é detectada no MS (HAKEM *et al.*, 2012) (RAMACHANDRAN *et al.*, 2020)(JEBARAJ *et al.*, 2020).

(JEBARAJ *et al.*, 2020) estudaram o comportamento em corrosão da junta soldada em TIG CA composta pela liga de base AA 5053 e metal de adição ER 5183, bem como do metal de base como recebido utilizando ensaios de polarização potenciodinâmica. Os autores evidenciaram uma maior susceptibilidade à corrosão na junta soldada, o que atribuíram à formação de precipitados de partículas segunda fase $\beta-Al_3Mg_2$ distribuídas de maneira aleatória na microestrutura do MS.

(RAMACHANDRAN *et al.*, 2020), ao pesquisarem a zona de fusão de uma junta AA 5083 H112 com metal de adição ER 5183, realizaram ensaios de polarização de maneira intermitente, ou seja, interrompendo-se o ensaio a medida em que o potencial de corrosão foi atingido. Observaram o início de corrosão no MS ocorrendo nas partículas anódicas β -Al₃Mg₂, sendo que somente em estágios posteriores os intermetálicos Al₆(Mn,Fe) e α -Al(Mn,Fe)Si aumentam a taxa de corrosão e ocorre o surgimento de pites. Conforme os autores, os precipitados anódicos β -Al₃Mg₂, de pequena área anódica e maior diferencial de potencial em relação à matriz, comparado com os demais precipitados, irão corroer primeiro. Já os precipitados catódicos, Al₆(Mn,Fe), α -Al(Mn,Fe)Si, com uma área catódica pequena em relação a matriz, agora anódica, só começarão em fases posteriores da corrosão.

(GOU; WANG, 2020), ao estudarem o comportamento de juntas soldadas em TIG CA com a liga AA 5052 e ER 5356, em quatro níveis diferentes de corrente de solda, 100 A, 110 A, 115 A e 120 A, verificaram a formação de pites no MS quando exposto por 168 h à névoa salina (3,5% NaCl), com tendência a corrosão intergranular para as faixas de corrente a partir de 115 A. Entretanto, os autores não discutem o comportamento de iniciação desses pites.

(MUSTAFA; CHANDRA; PAULRAJ, 2018), em sua pesquisa realizada com a liga AA 5083 H111, evidenciaram que os cordões de solda formados a partir de um menor aporte de calor produziram grãos mais finos. O maior número de contornos de grão, que atuaram como locais de nucleação para a formação de filmes passivos mais fortes, levaram a uma maior resistência à corrosão.

(HAKEM *et al.*, 2022) pesquisaram o comportamento em corrosão de uma junta dissimilar composta por AA 6061 T6 e AA 5086 H32, com metal de adição ER5183 soldada pelo processo TIG CA. Os autores verificaram através de ensaios polarização que em todas as amostras ensaiadas o metal de solda apresentou a menor resistência à polarização, caracterizando-se como a região anódica no acoplamento galvânico do conjunto, onde os metais de base e as ZTA's com uma maior resistência a polarização são as regiões catódicas do conjunto de solda. A corrosão por pite foi a forma predominante de corrosão encontrada em ambos os materiais de base, e se dá em torno de intermetálicos ricos em Fe catódicos em relação à matriz, promovendo a dissolução desta nas regiões adjacentes, enquanto no metal solda partículas anódicas

de segunda fase $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ sofrem a dissolução seletiva do Mg, promovendo corrosão intergranular, conforme ilustra a Figura 24.

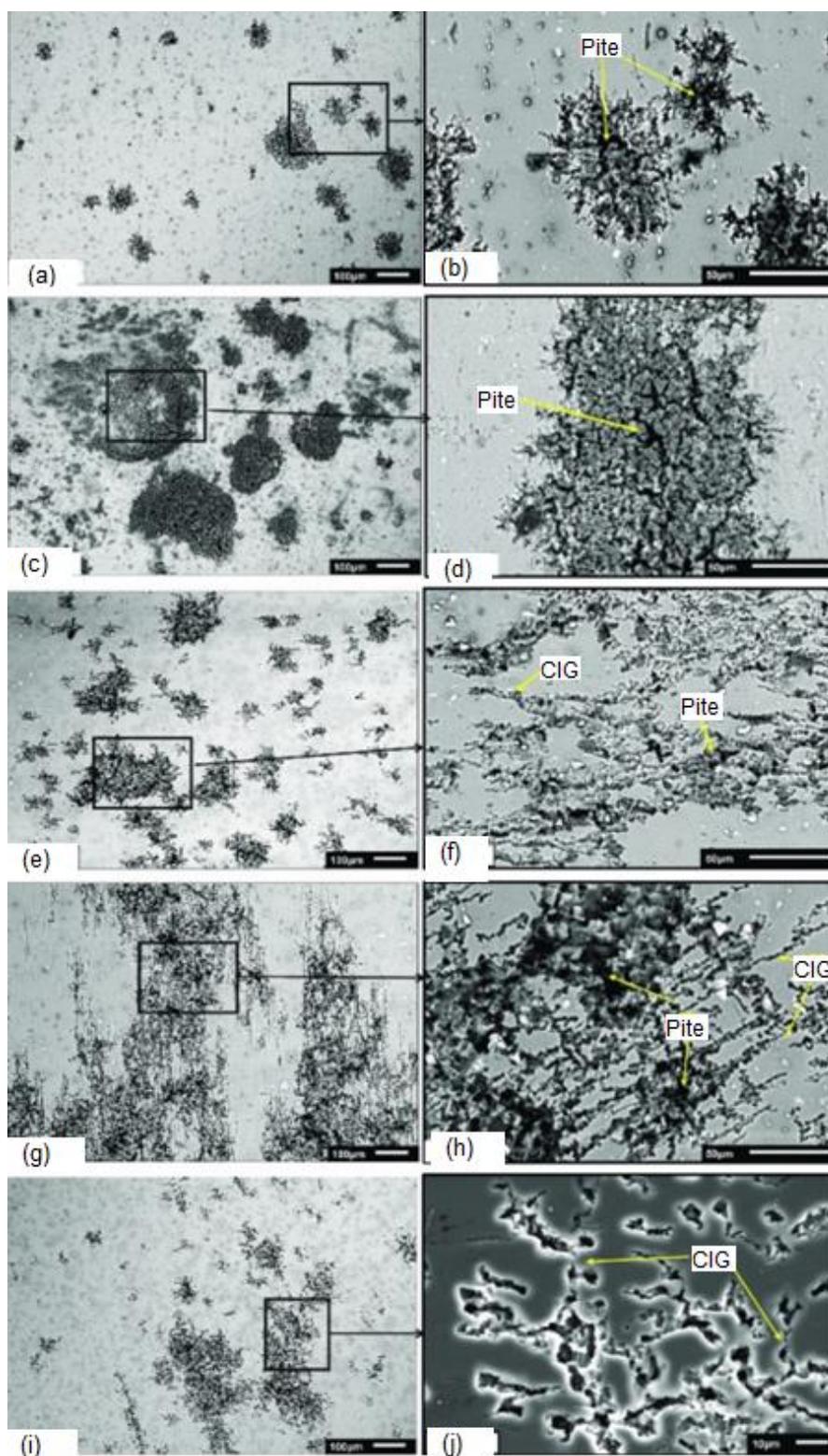


Figura 24 - Imagens MEV. Corrosão por pite em torno de intermetálico rico em Fe com dissolução da matriz de Al. (a) e (b) metal de base AA 6061 T6; (c) e (d) ZTA da AA 6061 T6; (e) e (h) metal de base AA 5086 H32; (i) e (j) metal de solda ER 5183. Corrosão dependente da precipitação de fase $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ nos contornos de grãos: (f), (h) e (j).
Fonte: (HAKEM *et al.*, 2022).

3 MATERIAIS E MÉTODOS.

Neste capítulo, primeiramente são apresentados os materiais utilizados na confecção das juntas soldadas, como metais de base e metal de adição, e os equipamentos de solda e periféricos necessários para a confecção das juntas. Os procedimentos de parametrização de soldagem, ensaios preliminares e o planejamento experimental da pesquisa também são detalhados neste capítulo. Para obter a resposta aos procedimentos utilizados durante a execução do planejamento experimental foram realizadas caracterização microestrutural, ensaios mecânicos e de corrosão que serão detalhados a seguir neste capítulo.

3.1 Metais de base e metal de adição.

Os materiais utilizados neste estudo como metais de base para as juntas soldadas consistem em chapas de ligas de alumínio da série 5XXX, AA 5083 H111 e AA 5052 F, ambas com 6,35 mm de espessura. Essas ligas diferem entre si em suas composições químicas principalmente no teor de magnésio, e o tipo de têmpera a qual cada liga foi submetida, conforme explicado no item 2.1.1.

A composição química e seus respectivos percentuais em peso dos componentes de liga de cada material estão relacionados na Tabela 4. Os valores referentes às ligas AA 5083 H111 e AA 5052 F foram obtidos através de caracterização por espectrômetro de emissão óptica com base para Fe, Al e Cu, modelo Foundry-Master Pro da Oxford.

O metal de adição utilizado na confecção dos cordões de solda foi o ER 5183, fornecido em bobinas de 7 Kg, e com 1,0 mm de diâmetro. A escolha desse metal de adição se dá em virtude do baixo teor de magnésio da liga AA 5052 F, 2,81 % Mg em peso, o que requer uma adição de liga com teores de magnésio próximo a 5 % Mg a fim de minimizar o surgimento de trincas de solidificação, conforme detalhado no item 2.2. Os dados referentes à composição química e seus percentuais do metal de adição ER 5183 foram fornecidos pelo fabricante e estão listados na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição química e percentuais em peso dos principais elementos químicos das ligas de alumínio utilizadas na confecção das juntas soldadas.

	Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cu	Cr
AA5083 H111	93,6	5,04	0,806	0,190	0,707	0,022	0,08
AA 5052 F	96,4	2,81	0,053	0,287	0,060	0,052	0,202
ER 5183⁽¹⁾	Bal.	4,3 -5,0	0,1 -0,5	0,4	0,4	0,1	0,05 -0,25

(1) Dados fornecidos pelo fabricante.

3.2 Confecção dos corpos de prova.

Os corpos de prova foram obtidos através da confecção de juntas soldadas de topo e com goivagem mecânica no lado reverso, formada por duas placas individuais com dimensões de 200 mm x 100 mm x 6,35 mm, com chanfro de 30°. Foram formadas juntas denominadas dissimilares compostas pelas ligas AA 5083 H111 e AA 5052 F mais metal de adição, e de juntas denominadas similares compostas pela liga AA 5083 H111 mais metal de adição. Todas as juntas foram confeccionadas e executadas conforme a norma AWS D1.2/1.2M_2014. A Figura 25 mostra a geometria e as principais dimensões das juntas.

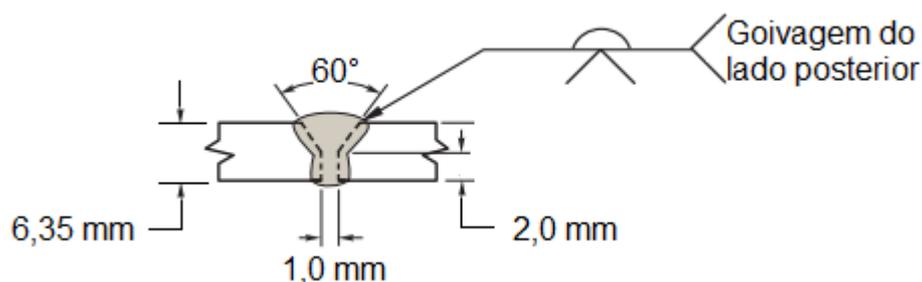


Figura 25 - Croqui com as principais medidas da junta de topo, conforme AWS D1.2/1.2M_2014.

Fonte: AWS D1.2/1.2M_2014.Adaptado.

3.3 Equipamento de soldagem.

O processo de soldagem TIG CA foi realizado com utilização de uma fonte de soldagem Digiplus A7 modelo AC3C, com alimentador de arame, STA, e unidade de refrigeração da tocha, UPR, da empresa IMC Soldagens. Utilizou-se nas soldagens uma tocha refrigerada a água, com bocal cerâmico n° 8 e eletrodo de tungstênio puro de 3,2 mm de diâmetro.

Para o movimento linear uniforme da tocha foi utilizado o sistema de deslocamento TARTÍLOPE V1, da empresa IMC Soldagens acoplado à tocha, mantendo constante a altura do eletrodo à poça em 3,2 mm, e o ângulo de trabalho em 90° ao longo de todo cordão.

3.4 Procedimentos de soldagem

Os procedimentos de soldagem adotados nesta pesquisa foram estabelecidos através de exaustivos ensaios preliminares, os quais permitiram definir os parâmetros de soldagem a serem aplicados na confecção das juntas soldadas. Por fim, foi determinado um planejamento experimental em função dos materiais e parâmetros de solda a compor cada grupo de junta soldada executado. Estas etapas são detalhadas a seguir.

3.4.1 Ensaios preliminares.

A primeira etapa do trabalho se baseou em estabelecer parâmetros de soldagem para a confecção de corpos de prova a fim de se obter juntas que apresentassem qualidade visual e dimensional dentro dos critérios de aceitação estabelecidos pela norma AWS D1.2/1.2M_2014. Conforme a norma citada, os parâmetros de inspeção visual como ausência de trincas superficiais, penetração completa, reforço de solda inferior a 3 mm e defeito de mordedura inferior a 0,25 mm serviram como balizador para uma pré-aprovação das juntas, a serem encaminhadas para testes mecânicos estabelecidos pela mesma norma, a fim de verificar sua resistência mecânica e então aprovar o procedimento.

Foi utilizado um eletrodo de tungstênio puro com diâmetro de 3,2 mm, onde foi possível obter um arco estável com valores de corrente de 210 A e balanço de polaridade de 50%. A preparação da ponta do eletrodo foi realizada através de arredondamento prévio da extremidade do eletrodo a fim de garantir uma boa estabilidade do arco desde o início do cordão. O diâmetro da ponta arredondada do eletrodo de tungstênio foi controlado em cada etapa a fim de garantir que este não ultrapassasse 20% do diâmetro nominal da haste, garantindo assim o mesmo padrão de arco para todas as soldas.

Todas as peças a serem soldadas foram previamente limpas e desengorduradas com álcool 96%, escovadas manualmente com escova com cerdas de aço polido na região do chanfro e adjacências para remoção da camada de óxido e após, novamente limpas cuidadosamente com álcool 96%.

O cordão de solda do lado reverso (lado da raiz de solda) foi executado após goivagem mecanizada em plaina mecânica, obtendo um chanfro em V de 90° e 3 mm de profundidade em todas as peças. A Figura 26 mostra imagens referentes às etapas de goivagem mecânica, controle dimensional e inspeção visual que foram cuidadosamente realizadas em todas as juntas soldadas.



Figura 26 - Procedimento de goivagem mecanizada em plaina mecânica. Aferição da profundidade do chanfro ao logo da peça e inspeção visual através de lupa de escala.

Fonte: Autor.

A automatização do procedimento de soldagem, tanto do deslocamento da tocha como da alimentação do arame, se deve à necessidade de minimizar as interferências no cordão de solda em relação a parâmetros que não estão sendo estudados. Usualmente em soldagens TIG CA de ligas de alumínio em processo

manual o controle da poça de fusão fica sob controle do soldador, onde primeiramente é formada uma poça de fusão homogênea para posteriormente ser depositado o metal de adição conforme o avanço da tocha. O soldador, ao controlar a velocidade de avanço da tocha e a altura do eletrodo à peça, consegue manter a penetração desejada. A alta condutividade térmica do alumínio dissipa o calor muito rapidamente, e isso acarreta uma dificuldade na formação da poça caso o arco não fique o tempo necessário para a formação da poça mais fluída que permita a boa molhabilidade entre e o material de base e o metal de adição. No procedimento automatizado aplicado esse controle da poça de fusão é dificultado, pois a altura do eletrodo à peça é fixa e o controle de variação de velocidade da tocha não era sincronizada com a velocidade de alimentação do arame e a formação da poça, acarretando defeitos como falta de metal de adição depositado na poça (Figura 27), e até mesmo o embolamento do arame na saída do sistema de alimentação do arame (STA), Figura 28.



Figura 27 - Defeito de falta de deposição de metal de adição no começo do cordão, em função da movimentação da tocha e alimentação do arame iniciar a partir da abertura do arco não aguardando formação completa da poça de fusão.

Fonte: Autor.

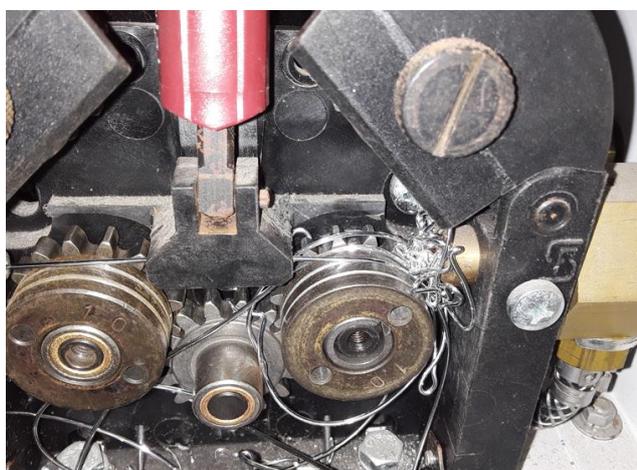


Figura 28 - Defeito operacional devido à falta de sincronização entre formação da poça e velocidade de avanço do arame.

Fonte: Autor.

A fim de minimizar esses problemas e ter um maior controle da poça de fusão, foi necessário um ajuste nos parâmetros de funcionamento do sistema de avanço/alimentação para se obter um cordão de solda de qualidade visual aceitável. Para isso foi criado um dispositivo junto ao STA, o que tornou possível retardar a alimentação de metal de adição conforme se dá a criação da poça de fusão.

Com isso, foi adotado uma velocidade inicial mínima da tocha de 1cm/min durante os primeiros 5 segundos após a ignição a fim de se obter a poça de fusão. Em seguida, a velocidade é incrementada até o valor final desejado, sendo que o STA é acionado no valor intermediário dessa velocidade de avanço da tocha. Esse procedimento apresentou um bom resultado em relação à melhoria na penetração.

Para se estabelecer a parametrização final do procedimento de solda foram realizados um número exaustivo de teste preliminares de várias configurações de soldagem, tentando obter uma junta soldada cujo cordões de face e lado reverso apresentassem qualidade visual e dimensional. Para a determinação final dos parâmetros de solda, as juntas aprovadas na inspeção visual/dimensional foram submetidas a macrografia e testes de dobramento e tração conforme AWS D1.2/1.2M_2014 para então serem definidos os parâmetros a serem aplicados nas juntas estudadas.

3.4.2 Parâmetros de soldagem

Após a etapa de ensaios preliminares foram estabelecidos os parâmetros finais para a confecção das juntas soldadas. A Tabela 5 mostra os parâmetros fixos estabelecidos para a confecção das juntas soldadas.

A fim de verificar a influência do efeito de atuação do tempo de polaridade positiva no eletrodo de tungstênio na soldagem TIG-CA, foram aplicadas três variações de tempo de atuação de eletrodo positivo em onda de formato retangular com período de 10 ms, conforme mostra a Tabela 6.

Tabela 5 - Parâmetros de soldagem.

	Cordão de face	Cordão lado reverso
Corrente de soldagem EP (A)		+ 210
Corrente de soldagem EN (A)		- 210
Velocidade de avanço da tocha (cm/min)	10	14
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	2,0	1,7
Tipo de gás	Ar 99,99%	
Vazão de gás (l/min)	12	
Tipo de eletrodo	Tungstênio puro (W)	
Diâmetro do eletrodo (mm)	3,2	
Altura do eletrodo à superfície peça (mm)	3,2	

Tabela 6 - Tempo de atuação de polaridade positiva e negativa no eletrodo de tungstênio, durante um período de 10 ms.

	Junta Soldada					
	S30	S40	S50	D30	D40	D50
Tempo de eletrodo positivo (ms)	3	4	5	3	4	5
Tempo de eletrodo negativo (ms)	7	6	5	7	6	5

3.4.3 Planejamento experimental.

Os procedimentos experimentais realizados neste estudo foram divididos em dois grupos principais de acordo com os materiais das chapas que compõem a junta. Para cada grupo há uma subdivisão das juntas em relação ao %EP utilizado no processo de solda. Para cada grupo e subgrupo foi dada uma nomenclatura específica a fim de melhor identificá-los ao longo da apresentação do estudo.

- Grupo S – Junta similar, composta somente por chapas da liga AA 5083 H111, ambas com 6,35 mm de espessura.
- Grupo D – Junta dissimilar, composta por uma chapa da liga AA 5052 F e uma chapa da liga AA 5083 H11, ambas com 6,35 mm de espessura.

Subgrupos:

- 30 - Referente a 30% de EP e 70% de EN.
- 40 - Referente a 40% de EP e 60% de EN.
- 50 - Referente a 50 % de EP e 50% de EN.

Para a realização dos estudos foram confeccionados um total de dezoito juntas, sendo nove do grupo S (juntas **S**imilares) e nove do grupo D (juntas **D**issimilares), com três repetições para cada variação de percentual de EP, como mostra a Tabela 7.

Tabela 7 - Juntas similares e dissimilares em função da variação do %EP.

	Junta	%EP	%EN	Materiais da Junta
Junta Similar (S)	S30_1	30	70	5083 H111 x 5083 H111
	S30_2			
	S30_3			
	S40_1	40	60	
	S40_2			
	S40_3			
	S50_1	50	50	
	S50_2			
	S50_3			
Junta Dissimilar (D)	D30_1	30	70	5052 F x 5083 H111
	D30_2			
	D30_3			
	D40_1	40	60	
	D40_2			
	D40_3			
	D50_1	50	50	
	D50_2			
	D50_3			

A influência da variação do tempo de polaridade positiva nas juntas soldadas foi estudada através da comparação das análises microestruturais, propriedades mecânicas e resistência à corrosão localizada.

3.5 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural dos corpos de prova soldados se deteve no detalhamento das amostras das juntas soldadas dissimilares, isto em virtude dessas juntas contemplarem as três regiões de interesse na análise, ou seja, região do metal de solda (MS), zona termicamente afetada do lado do metal de base AA 5052 F, denominada de ZTA_5052, e a zona termicamente afetada do lado do metal de base AA 5083 H111, denominada de ZTA_5083. Como as juntas similares são confeccionadas com o metal de adição ER 5183 e metal base AA 5083 H111, os quais também são utilizados na confecção das juntas dissimilares e aplicado os mesmos parâmetros de soldagem para os dois grupos de solda, entende-se que as juntas dissimilares e similares apresentam o comportamento microestrutural similar nas regiões MS e ZTA_5083.

Os ensaios metalográficos foram realizados conforme (BRENT L. ADAMS *et al*, 2004), onde foi utilizado o ataque eletrolítico com reagente Barker com 5 ml de ácido fluorbórico (HFB₄) 48% diluído em 200 ml de H₂O destilada, sendo o cátodo uma placa de aço inox 304 de 10mm x 2,5mm x 2mm, e o ânodo a própria peça de trabalho. O ensaio foi executado com o auxílio de uma fonte de tensão constante, da marca Maynuo modelo M 8811_30 V/5 A. A Figura 29 mostra a montagem da estação de trabalho para a realização dos ensaios metalográficos.

As amostras ensaiadas foram previamente preparadas através de lixamento abrasivo com lixas de granulometria 100, 200, 400, 600, 1000, 1200, 1500, 2000 e 2500 mesh, seguido de polimento fino com pasta de diamante de 3 µm e 1 µm de granulometria. Todas as etapas foram rigorosamente controladas através de inspeção visual em microscópio ótico 50x, a fim de minimizar ao máximo qualquer defeito de preparação da superfície. Após o polimento final as amostras foram submetidas a limpeza ultrassônica por 10 minutos antes de serem atacadas eletroquimicamente.



Figura 29 - Estação de trabalho para a realização de ataque eletroquímico com HBF_4 diluído.
Fonte: Autor.

As imagens metalográficas foram capturadas com microscópio ótico marca Olympus modelo GX51F, com o uso de luz polarizada.

Para visualização de fases intermetálicas e suas composições químicas, amostras soldadas com acabamento superficial polido foram analisadas no Microscópio eletrônico de varredura (MEV) Jeol, JSM- 6610LV, com microssonda EDS. Também foram analisadas por MEV/EDS amostras após os ensaios corrosão.

A identificação de fases nas juntas soldadas foi caracterizada através de Ensaios de difração de raio-X (DRX) realizada por um difratômetro da marca Bruker modelo D8 Advance, utilizando um ângulo de varredura de 20° a 90° com passo de $0,02^\circ$ e tempo de 1 s. As caracterizações por MEV/EDS e DRX foram realizadas no Centro de Microscopia Eletrônica da Zona Sul-FURG (CEME-SUL/FURG)

A contagem de partículas de segunda fase precipitadas em função dos processos de soldagem foi realizada através de análises das imagens capturadas no MEV com o auxílio do software livre para análise de imagens Image J. Foram obtidas e analisadas três imagens aleatórias com ampliação de 500x, com uma área padrão de contagem de $1780 \mu\text{m}^2$, da região de metal de solda de cada junta dissimilar para cada variação de tempo de %EP. Uma análise prévia de imagens das juntas soldadas com ampliação de 5000 x foi feita para determinar os valores de área das menores partículas de interesse encontradas nessas imagens, e através dessas observações

foi estipulado o tamanho mínimo de área $0,03 \mu\text{m}^2$ das partículas de interesse a serem contabilizadas.

3.6 Caracterização das propriedades mecânicas.

As propriedades mecânicas dos metais de base e das juntas soldadas foram caracterizadas através de ensaios de microdureza Vickers (HV) e ensaios de tração. Esses ensaios têm como objetivo traçar uma relação comparativa entre as juntas soldadas similares e dissimilares e verificar uma possível influência da variação de tempo de atuação da polaridade positiva no eletrodo de Tungstênio durante a soldagem em relação às propriedades mecânicas das juntas.

3.6.1 Ensaio de Tração.

Os ensaios de tração utilizaram uma máquina de tração/compressão eletromecânica microprocessada modelo Emic 23-300. Os corpos de prova utilizados para os ensaios de tração foram confeccionados de acordo com a norma AWS D1.2/1.2M_2014.

Foram ensaiados os materiais de base, AA 5083 H111 e AA 5052 F, com três repetições para cada, e as juntas soldadas, similares e dissimilares, com três repetições para cada variação de polaridade positiva do eletrodo de tungstênio, conforme Tabela 8.

Tabela 8 - Correlação entre tipo de junta e percentual de EP.

	Junta dissimilar (AA5052xA5083)			Junta similar (AA5083xAA5083)		
30% EP	D30.1	D30.2	D30.3	S30.1	S30.2	S30.3
40% EP	D40.1	D40.2	D40.3	S40.1	S40.2	S40.3
50% EP	D50.1	D50.2	D50.3	S50.1	S50.2	S50.3

3.6.2 Ensaio de dureza.

Perfis de dureza dos materiais de base e das juntas soldadas foram obtidos através de ensaios realizados com a utilização de um micro-durômetro Shimadzu HV 2T, com indentação através da aplicação de uma carga de 0,3 Kgf por 10 s. Todos os ensaios de dureza foram realizados de acordo com a norma ASTM E 384 -17.

Os ensaios de dureza realizados nos metais de base foram realizados em amostras retiradas das chapas como recebidas, onde foram executadas sete medições em cada amostra, obtendo um valor médio de dureza para cada amostra de material.

O perfil de dureza das juntas soldadas foi obtido através de medições ao longo das duas linhas pretas (paralelas) mostradas na Figura 30, com espaçamento regular de 0,5 mm a partir do centro do cordão de solda até uma distância de 12,5 mm da linha de centro, cobrindo assim o MS, a ZTA e o MB.

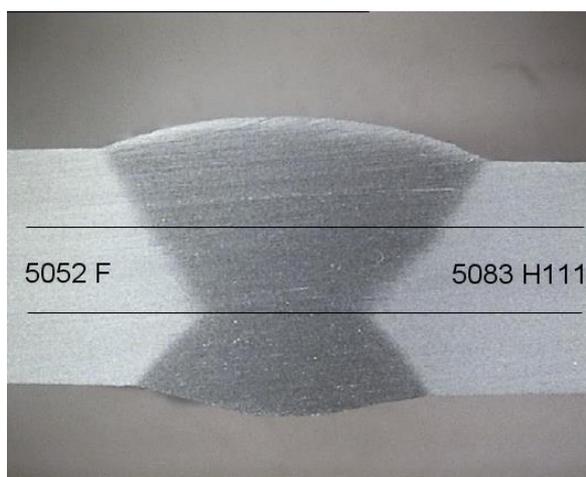


Figura 30 - Perfil de dureza.
Fonte: Autor.

3.7 Resistência à corrosão localizada.

A resistência à corrosão localizada nos metais de base e juntas soldadas foi investigado através de ensaio de polarização potenciodinâmica.

3.7.1 Preparação dos corpos de prova.

Para a realização dos ensaios eletroquímicos foram preparados corpos de prova de 1,12 cm² com formato oblongo e posteriormente embutidos em resina acrílica e conectados com fio condutor de cobre isolado. Todos os corpos de prova tiveram como tratamento superficial, primeiramente a usinagem em torno mecânico a fim de obter a planificação da superfície e posterior lixamento abrasivo com lixas de granulometria 100, 200, 400 e 600, conforme determina a norma ASTM -G59-94 (2014). A Figura 31a mostra em detalhe um corpo de prova confeccionados a partir dos metais de base e das juntas soldadas. Os corpos de prova confeccionados a partir das juntas soldadas tiveram retirados os reforços de solda de ambos os lados e o cordão de solda foi centralizado em relação à geometria da amostra, garantindo assim que as regiões de solda, ZTA e material de base ficassem expostas nas amostras, Figura 31b.

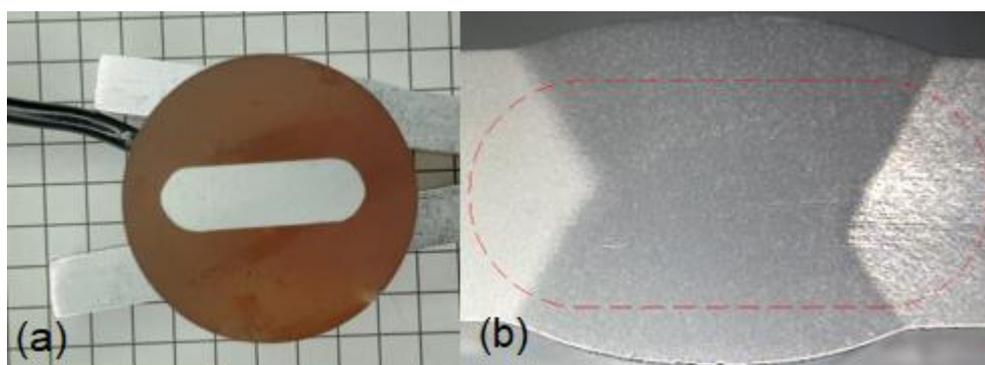


Figura 31 - Amostra de corpo de prova para ensaios de corrosão.
Fonte: Autor.

3.7.2 Ensaio de polarização potenciodinâmica.

O comportamento de corrosão eletroquímica dos metais de base e juntas soldadas foram investigados através de ensaios de polarização potenciodinâmica com uma taxa de varredura de 1,0 mV/s, com potenciais de começo e final de varredura entre - 0,25 V e + 0,75 V, respectivamente, em relação ao potencial de circuito aberto (OCP) obtido após 7200 s de imersão no eletrólito para atingir o potencial estável. Os ensaios foram realizados com a utilização de um potenciostato/galvanostato AUTOLAB e uma célula eletroquímica montada com 3 eletrodos imersos em eletrólito

composto por 0,1M Na₂SO₄ + 0,01M NaCl, onde o eletrodo de trabalho é a própria amostra, o eletrodo de referência de Ag/AgCl imersa em solução em de KCl e fio de Platina (Pt) como contra eletrodo. Os dados foram coletados tratados pelo software NOVA 2.1. A Figura 32 mostra a montagem do arranjo de equipamentos utilizados durante os ensaios.



Figura 32 - Arranjo dos equipamentos utilizados durante os ensaios de polarização potenciodinâmica.

Fonte: Autor.

A escolha do eletrólito com 0,1M Na₂SO₄ + 0,01M NaCl, se deve em virtude de que durante as realizações de ensaios preliminares utilizando um eletrólito composto somente por 0,6M NaCl, as curvas de polarização obtidas tanto com a liga AA 5052 F como com a liga AA 5083 H111 não apresentaram região anódica passiva, indicando que a ruptura da camada passiva ocorria junto ao potencial de corrosão (E_{corr}), conforme será descrito no item 4.5.1.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análises dimensionais do cordão de solda em função da variação do %EP nas juntas soldadas.

Todas as soldas realizadas apresentaram cordões de solda limpos, isentos de trincas, mordeduras ou outros defeitos superficiais e com reforço de solda inferior a 3 mm, independentemente da fração de tempo de atuação do eletrodo em polaridade positiva, estando de acordo com a norma AWS D1.2/1.2M_2014. As soldas apresentaram região de limpeza catódica bem definida e uniforme.

Para verificar a influência dimensional da variação do %EP nos cordões de solda foram analisadas as larguras do cordão de solda e a faixa de limpeza catódica das juntas soldadas. Os cordões de solda de face e raiz foram analisados separadamente, pois as soldagens desses cordões são executadas em geometria de chanfros, velocidades de avanço e alimentação de arame diferentes. A Figura 33 mostra a imagem de um cordão de solda de face, onde é possível observar com distinção o perfil do cordão de solda e o perfil de zona de limpeza catódica, onde, L_{ct} é a largura da zona de limpeza catódica e L_{cd} é a largura do cordão de solda.

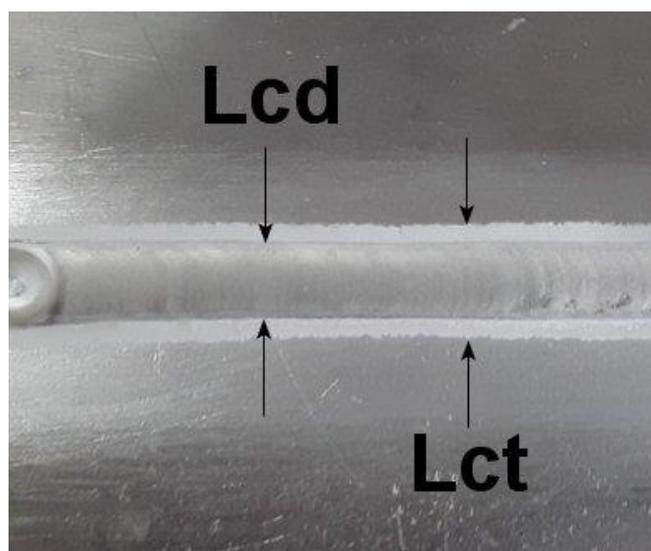


Figura 33 - Cordão de solda; largura da faixa de limpeza catódica (L_{ct}) e largura do cordão (L_{cd}).

Fonte: Autor.

As Tabelas 9 e 10 trazem as dimensões referentes às larguras médias dos cordões de solda ($L_{cd\text{méd}}(\text{mm})$), a largura média da zona de limpeza catódica ($L_{ct\text{méd}}(\text{mm})$), e a espessura da zona catódica (EZC) em função do %EP e da velocidade de avanço de soldagem das juntas similares e dissimilares.

Tabela 9 - L_{cd} e L_{ct} das juntas dissimilares.

5052 x 5083				
	%EP/VS	$L_{cd\text{méd}}(\text{mm})$	$L_{ct\text{méd}}(\text{mm})$	EZC (mm)
Lado face	30/10	9,73±0,32	14,98±0,18	2,63±0,63
	40/10	9,75±0,66	15,67±0,91	2,96±0,51
	50/10	10,10±0,36	15,87±0,43	2,88±0,29
Lado reverso	30/14	9,85±0,58	15,47±0,56	2,81±0,27
	40/14	10,48±0,63	16,15±0,22	2,83±0,22
	50/14	11,17±0,93	17,32±0,56	3,08±0,28

Tabela 10 - L_{cd} e L_{ct} das juntas similares.

5083 x 5083				
	%EP/VS	$L_{cd\text{méd}}(\text{mm})$	$L_{ct\text{méd}}(\text{mm})$	EZC (mm)
Lado face	30/10	9,90±0,36	14,35±0,18	2,23±0,16
	40/10	9,93±0,29	14,82±1,53	2,44±0,77
	50/10	10,30±0,28	16,33±0,38	3,02±0,33
Lado reverso	30/14	9,65±0,53	14,90±0,56	2,63±0,43
	40/14	9,78±0,60	15,37±0,23	2,79±0,36
	50/14	10,25±0,31	15,82±0,80	2,78±0,33

A largura média do cordão de solda bem como a largura média do cordão e a espessura da zona de limpeza catódica, apresentaram um crescimento dimensional à medida que o %EP aumenta, principalmente de 30% EP para 50%EP. O aumento do %EP ocasiona um maior espalhamento do arco sobre a região de solda, e isso tende a promover um aumento conjunto da largura do cordão e na largura de limpeza

catódica. Esse aumento de L_{cd} e L_{ct} ocorre possivelmente em virtude do afastamento do ponto catódico do centro da poça de fusão em busca de novos pontos catódicos onde ocorrerá a emissão de elétrons (YARMUCH; PATCHETT, 2007). Esses resultado já eram esperados e estão de acordos com resultados da literatura (SCOTTI; REIS, 1999)(MIYASAKA; OKUDA; OHJI, 2005)(YARMUCH; PATCHETT, 2007).

Segundo (DUTRA; CIRINO; GONÇALVES E SILVA, 2010) esses pontos ou manchas catódicas microscópicas formam múltiplos arcos elétricos entre superfície da peça e o eletrodo e, com uma alta densidade de corrente pode então fornecer um maior aporte de calor à poça fazendo então aumentar a área de fusão, ou seja, a largura e principalmente a penetração. Devido à aplicação do procedimento de solda com goivagem no lado reverso não foi possível avaliar a influência da variação de %EP na penetração da solda, mas cabe salientar que nenhum parâmetro testado e aplicado forneceu penetração completa do cordão de solda.

4.2 Caracterização microestrutural das juntas soldadas.

Conforme já mencionado no item 3.5, nas juntas dissimilares tem-se duas regiões de interface distintas para cada lado da junta, uma região formada pelo metal de solda e o metal de base AA 5052 F, ZTA_5052, e a região formada pelo metal de solda e o metal de base AA 5083 H111, ZTA_5083.

Em virtude da confecção das juntas de topo com goivagem e cordão do lado reverso, conforme AWS D.1.2/1.2M_2014, cada junta soldada teve os dois cordões analisados microestruturalmente através de microscopia ótica a fim de se obter a caracterização completa da junta, conforme apresentado na Figura 34. As análises em separado das regiões do cordão de face e de lado reverso têm como objetivo verificar a existência de diferenças microestruturais que possam vir a ocorrer em função das diferenças de parâmetros de solda ou pelo aporte de calor extra gerado pelo passe de solda reverso.

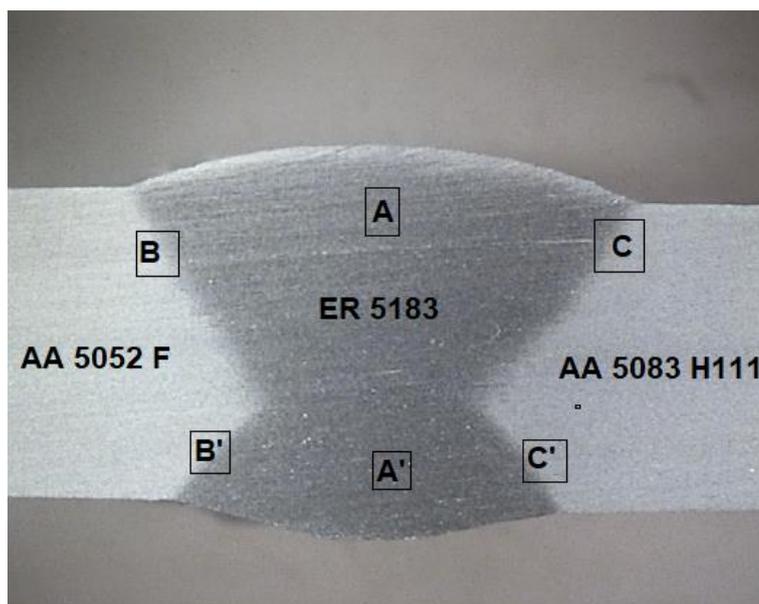


Figura 34 - Macrografia de uma junta dissimilar com razão de polaridade EP/EN de 30/70. Regiões A e A' – metal de solda dos cordões de face e lado reverso, respectivamente. Regiões B e B' - região intermediária (ZTA) entre MS e MB com a liga AA 5052F para os cordões de face e lado reverso. Região C e C' – região intermediária (ZTA) entre MS e MB com a liga AA 5083 H111.

Fonte: Autor.

As juntas similares tiveram as regiões de MS (A, A') e de ZTA_5083 (C e C') analisadas por microscopia óptica, devido à simetria e similaridade de ambos os lados da junta que são formadas pelo mesmo material de base, AA 5083 H111. Como não foram constatadas diferenças significativas na microestrutura pelas observações microscópicas dessas juntas em relação às juntas dissimilares, essas não serão apresentadas no corpo desse trabalho, mas podem ser consultadas no Apêndice A.

4.2.1 Caracterização por microscopia ótica.

A Figura 35 mostra as imagens das morfologias dos grãos dos metais de base AA 5052 F, AA 5083 H111 e do metal de solda obtido com adição da liga ER 5183. A liga AA 5052 F não possui nenhum tipo de têmpera, apresentando uma morfologia de grãos equiaxiais e isenta de deformação. Já a liga AA 5083 H111 possui têmpera por encruamento sem recozimento complementar, apresentando grãos levemente alongados em função do baixo nível de encruamento da têmpera H111. O metal de solda apresenta uma morfologia com grãos equiaxiais, com granulometria grosseira e superior aos metais de base. A segregação de soluto e impurezas na poça de fusão e o fato da região central do cordão de solda apresentar uma dissipação de calor de

forma aproximadamente igual em todas as direções tendem a favorecer o surgimento de inclusões, poros ou outros pontos de ocorrência de nucleação de novos grãos, permitindo a formação de grãos equiaxiais na região do cordão de solda (MODENESI, PAULO J.; MARQUES, PAULO V.; SANTOS, 2012) e (SILVA; ROCHA; SILVA, 2014).

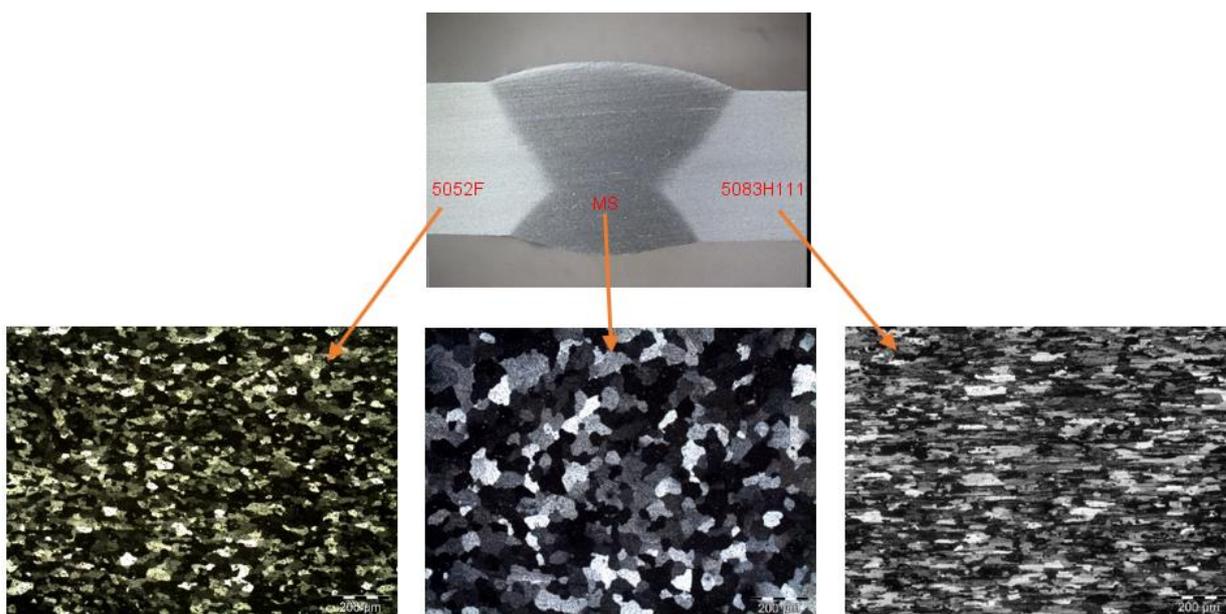


Figura 35 - Micrografias dos metais de base AA 5052 F, AA 5083 H111 e metal de solda ER 5183.

Fonte: Autor.

A Figura 36 mostra de maneira comparativa a morfologia das microestruturas granulares dos metais de solda dos cordões de face e lado reverso das juntas dissimilares, em função da variação do %EP, onde as regiões A e A' nas três variações de %EP apresentam uma morfologia de grãos equiaxiais grosseiros.

Para identificar a distribuição de possíveis precipitados intermetálicos na microestrutura dos metais de solda dos cordões de face e lado reverso em função da variação do %EP, as mesmas regiões A e A' são mostradas na Figura 37 sob luz não polarizada e ampliação de 500x. Pode-se observar que os intermetálicos apresentam uma distribuição uniformemente dispersa ao longo da microestrutura, com precipitação tanto no interior dos grãos como em seus contornos. Nenhum perfil microestrutural investigado apresentou distribuição contínua de precipitados ao longo dos contornos de grãos. Microestruturas semelhantes foram observados por (LIYAKAT; VEEMAN, 2022) ao soldar com TIG CA a liga AA 5052 H32, com o metal de adição ER 5386 com 5% de Mg.

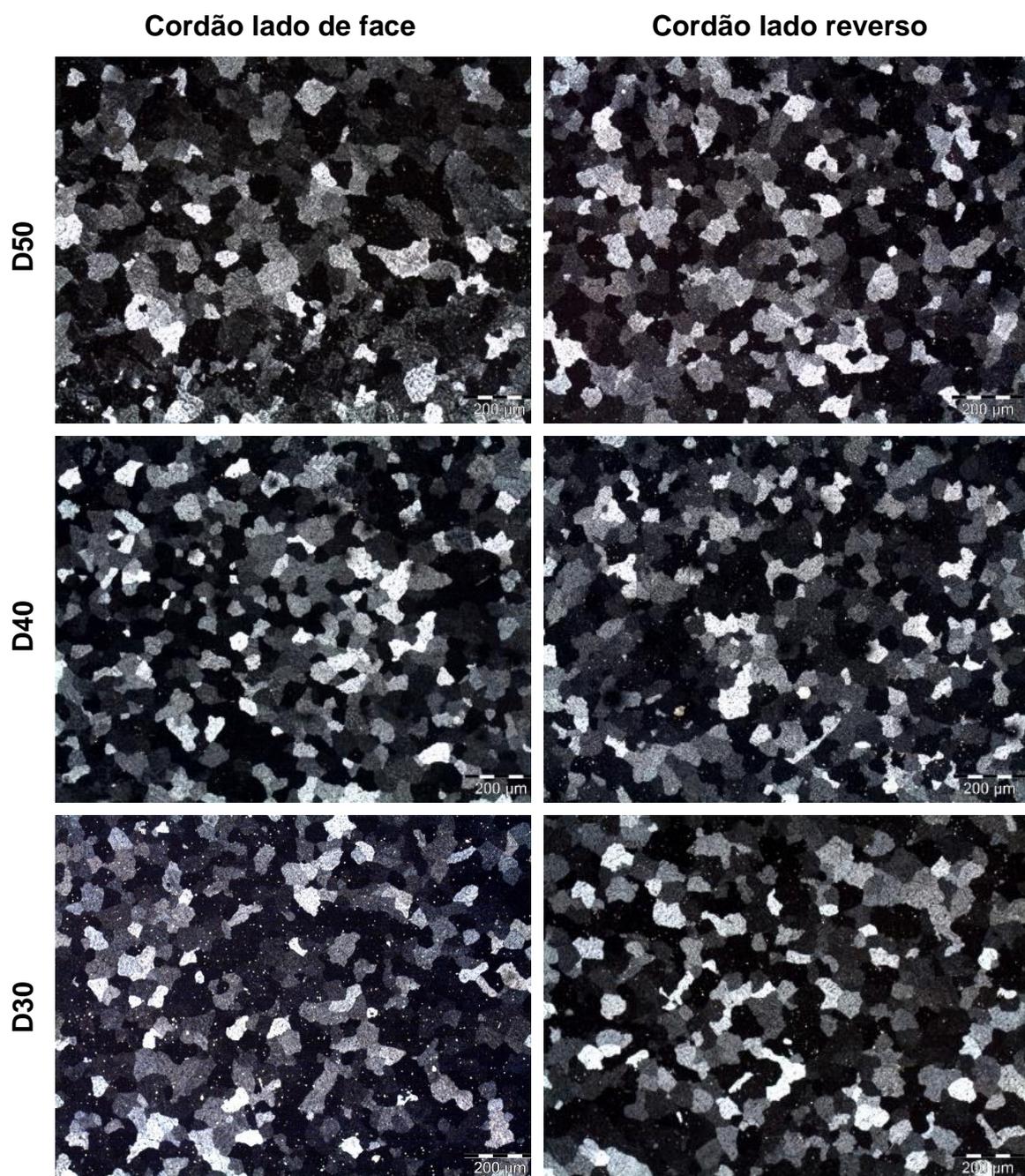


Figura 36 – Microestrutura do metal de solda das juntas dissimilares D30, D40 e D50. Cordão de face e de lado reverso. Imagens capturadas sob luz polarizada. Ampliação 100X.

Fonte: Autor.

Cabe salientar que pequenos pontos circulares observados nas imagens microscópicas podem ser microporosidades criadas durante a etapa de preparação metalográfica e/ou durante o ataque eletroquímico, onde alguns precipitados podem ter sido arrancados ou corroídos.

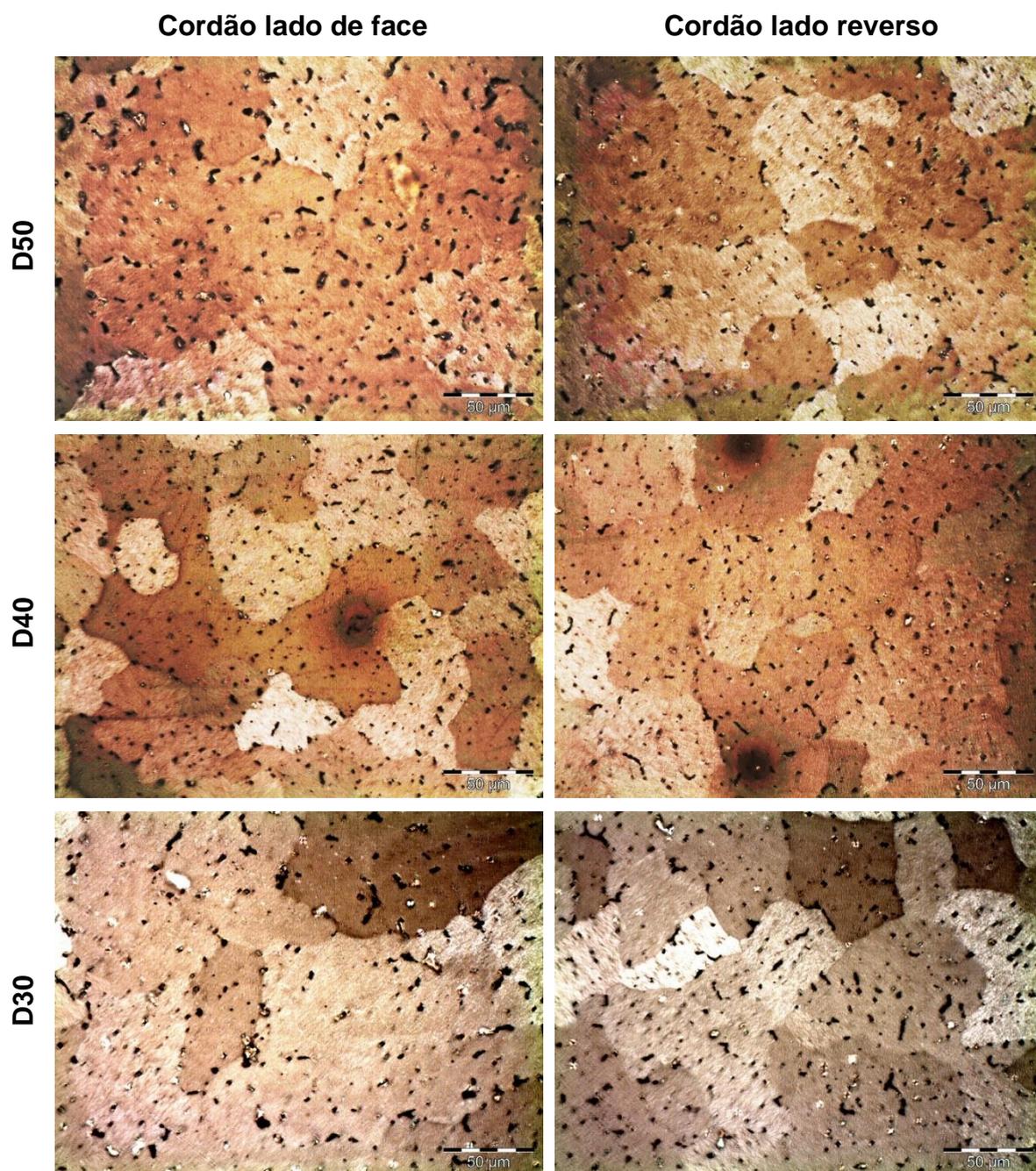


Figura 37 - Microestrutura do metal de solda das juntas dissimilares D30, D40 e D50. Cordão de face e de lado reverso. Imagens capturadas sob luz não polarizada. Ampliação 500X.
Fonte: Autor.

As Figuras 38 a 43 mostram as imagens microestruturais das regiões de interface entre o metal de solda e o metal de base, denominadas de B e B', e C e C' (conforme definido na Figura 34), referente às juntas dissimilares nas três variações de %EP. Para uma melhor visualização e interpretação das zonas de interface, são mostradas as mesmas imagens sob luz polarizada e não polarizada, com a mesma ampliação de 50x.

A morfologia equiaxial do centro do cordão do MS se mantém até as proximidades do metal de base, onde uma região de interface mostra uma estrutura levemente colunar e epitaxial, tornando-se equiaxial em direção ao centro do cordão de solda, como mostram as imagens sob luz polarizada. Segundo (MUSTAFA; CHANDRA; PAULRAJ, 2018), esta variação de estruturas solidificadas de grão pode ser em função da diferença de velocidade de solidificação, já que o processo TIG CA tem uma convecção de fusão lenta e assim as interfaces de solidificação nessas soldas se desenvolvem lentamente, resultando no crescimento de cristais grosseiros.

É possível evidenciar nas imagens a existência de três regiões distintas na junta soldada: MB, MS e ZTA. Na região adjacente à linha de fusão com uma dimensão linear aproximada em 500 μm é possível observar a presença de poucos grãos alongados e irregulares, e alguns grãos até menores que os de metal de base, sugerindo uma recuperação parcial na região, conforme observado na literatura (LIYAKAT; VEEMAN, 2022).

As Figuras 38 , 39 e 40 destacam o lado da junta composta pelo metal de base AA 5052 F nas imagens mostradas sob luz não polarizada. É possível notar uma quantidade maior de formação precipitados no MS em relação ao MB. Isso se deve à maior quantidade de Mg na liga de adição ER 5183 (4,3% - 5,0% Mg) em relação a liga base AA 5052 F (2,81% Mg) conforme observado por (GOU; WANG, 2020) e (LIYAKAT; VEEMAN, 2022).

Já nas Figuras 41 , 42 e 43 onde o metal de base AA 5083 H111 (5,04% Mg) possui um percentual de Mg muito próximo ao do metal de adição, esta diferença não é nítida. Essas observações estão de acordo com o que foi observado nos estudos de soldagem realizados na literatura com a liga AA 5083 (PEREIRA, 2010)(MUSTAFA; CHANDRA; PAULRAJ, 2018)(JEBARAJ *et al.*, 2020).

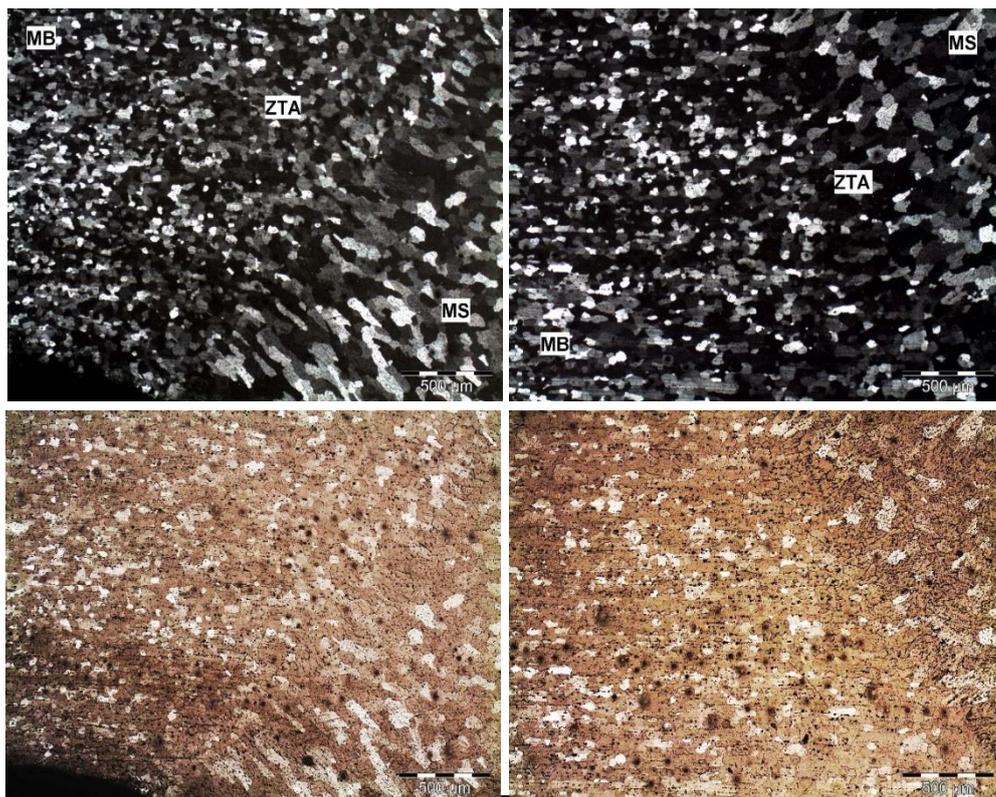


Figura 38 - Zona de interface entre MS e MB AA 5052 F, junta D50. Ampliação 50x.
Fonte: Autor.

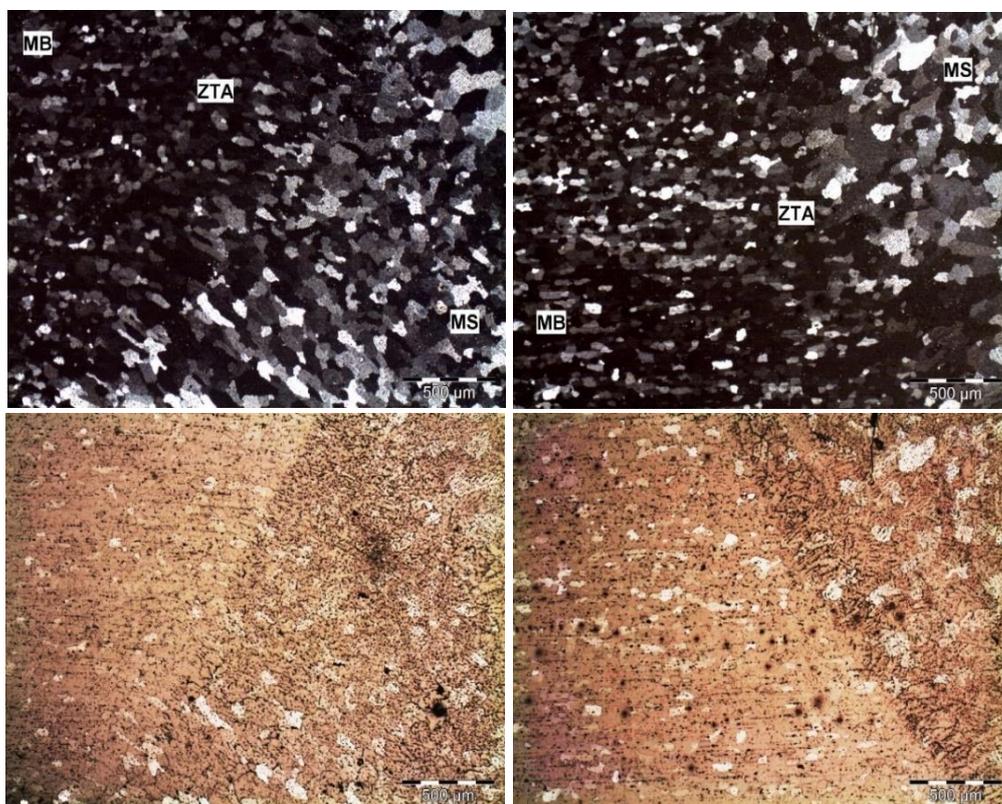


Figura 39 - Zona de interface entre MS e MB AA 5052 F, junta D40. Ampliação 50x.
Fonte: Autor.

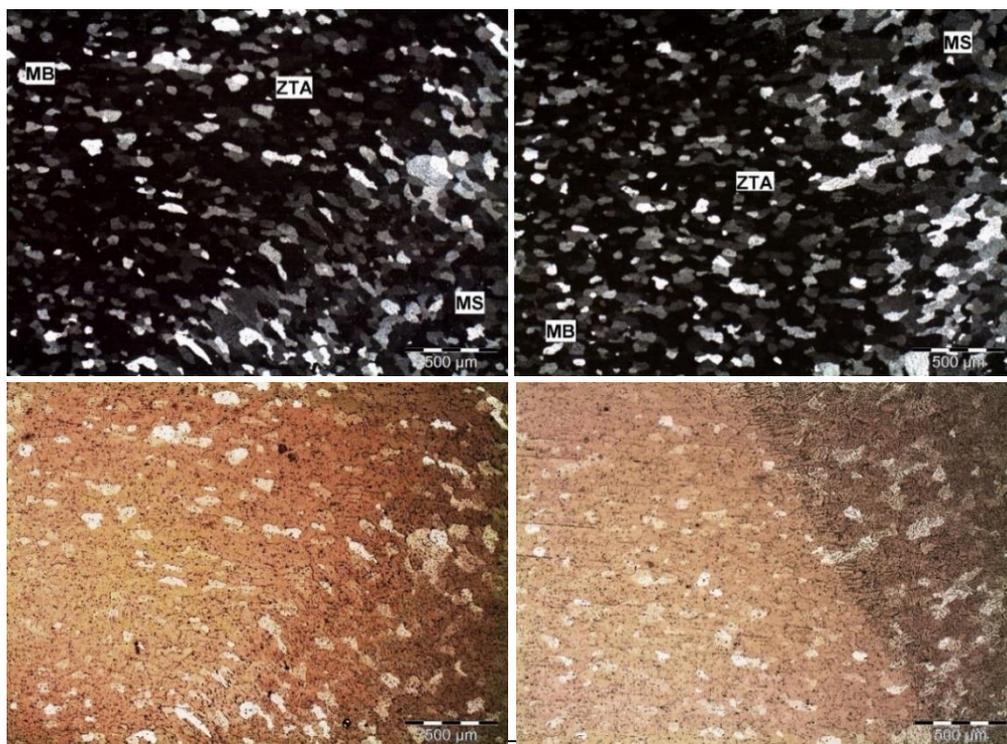


Figura 40 - Zona de interface entre MS e MB AA 5052 F, junta D30. Ampliação 50x.
Fonte: Autor.

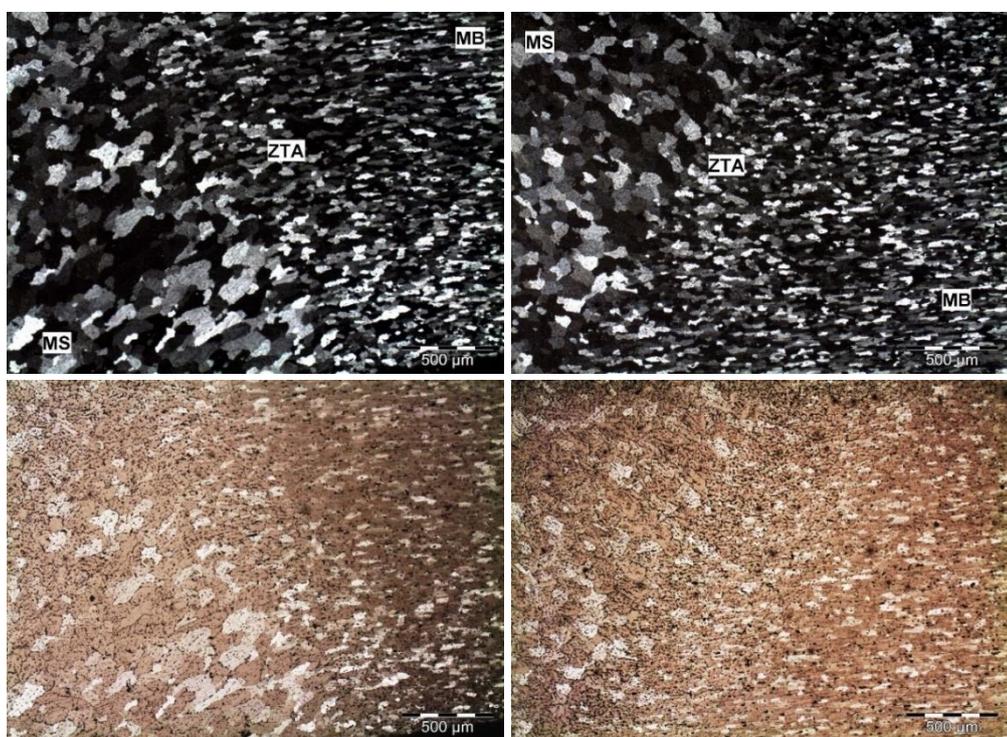


Figura 41 - Zona de interface entre MS e MB AA 5083 H111, junta S50.
Fonte: Autor.

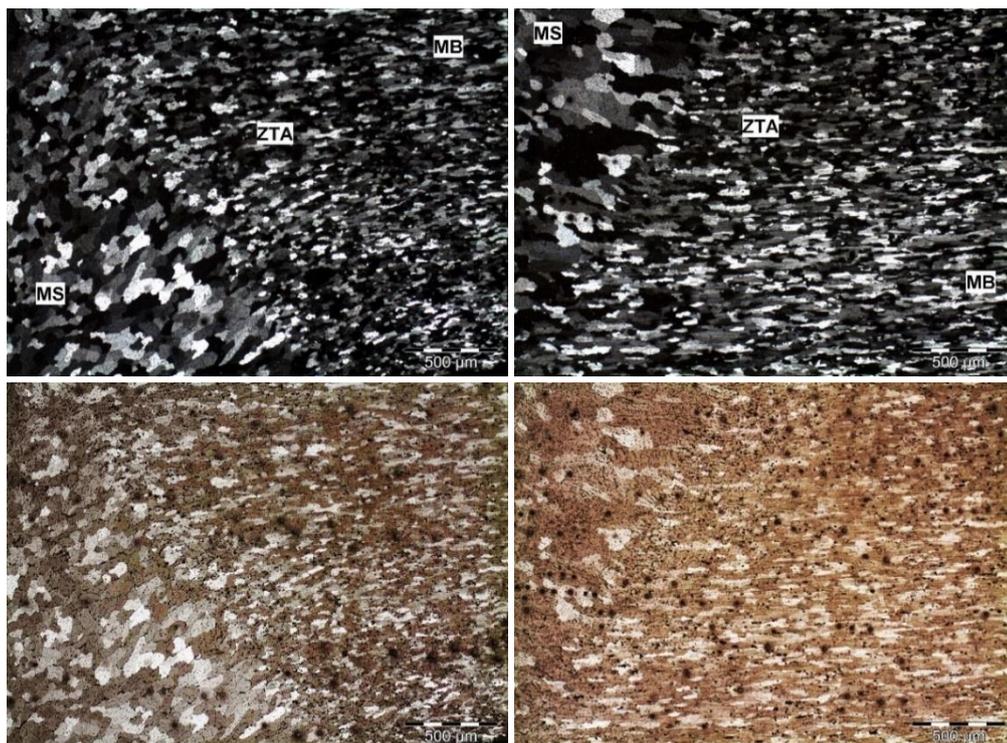


Figura 42 - Zona de interface entre MS e MB AA 5083 H111, junta S40.
Fonte: Autor.

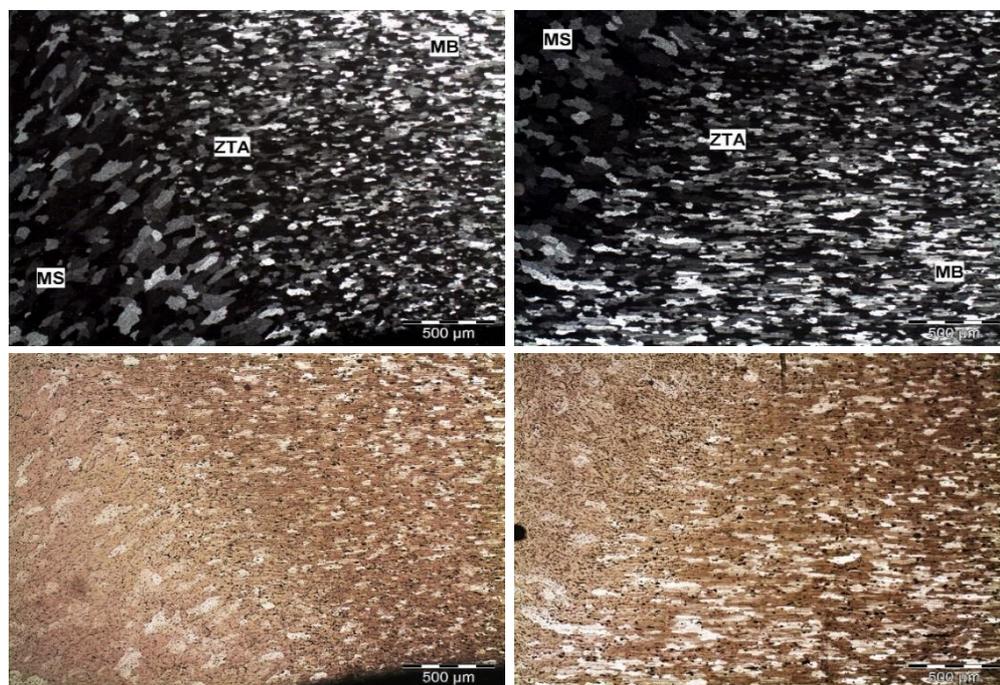


Figura 43 - Zona de interface entre MS e MB AA 5083 H111, junta S30.
Fonte: Autor.

Apesar dos cordões de solda de face e lado reverso possuírem diferenças nos parâmetros de soldagem referentes a velocidade de avanço, velocidade de alimentação do arame e geometria do perfil do chanfro, não foram observadas

diferenças significativas na morfologia microestrutural e na distribuição de precipitados nas microestruturas do MS e ZTA entre os dois cordões de solda de cada junta. Assim, as morfologias microestruturais e a distribuição de precipitados no MS e ZTA das juntas soldadas parecem não ser afetadas pela variação de %EP aplicada.

4.2.2 Tamanho de grão no MS nas juntas dissimilares.

O tamanho médio do grão dos metais de solda dos cordões de face e lado reverso foram determinados pelo método do intercepto linear, conforme a norma ASTM E 112-2010. A Tabela 11 mostra os valores médios de tamanho de grão, bem como o valor médio de todas as medidas de cada variação de %EP por tipo cordão de solda, face ou lado reverso.

Tabela 11 - Valores de média e desvio padrão do tamanho médio de grãos na região de MS nas juntas dissimilares.

		D30_1	D30_2	D30_3	Média
30%EP	Face	60,47	48,48	48,83	52,76 ± 8,52
	ASTM	5,00	5,50	5,50	5,00
	Lado rev.	47,96	44,64	47,57	46,80 ± 6,64
	ASTM	5,50	5,50	5,50	5,50
		D40_1	D4_2	D40_3	Média
40%EP	Face	44,37	64,71	43,40	54,38 ± 13,20
	ASTM	5,50	4,50	6,00	5,00
	Lado rev.	51,57	52,99	42,01	49,25 ± 8,73
	ASTM	5,50	5,00	6,00	5,50
		D50_1	D50_2	D50_3	Média
50%EP	Face	49,31	52,28	52,96	51,78 ± 8,72
	ASTM	5,50	5,00	5,00	5,00
	Lado rev.	41,97	40,55	54,65	45,31 ± 11,79
	ASTM	5,86	5,00	5,00	5,50

Fonte: Autor.

Observa-se que para as variações de %EP de 30%,40% e 50%, os valores médios de tamanho de grãos dos cordões de face e lado reverso são estatisticamente iguais.

A Tabela 11 mostra também o tamanho de grão padrão ASTM, que é estabelecido conforme norma ASTM E 112-2010, a partir do tamanho médio calculado. Logo, se tem que o tamanho médio de grão ASTM para o cordão de face nas três variações de %EP foi ASTM 5,0, enquanto o tamanho médio de grão ASTM para o cordão de lado reverso nas três variações de %EP foi ASTM 5,5. Portanto em análise independente por cada tipo de cordão de solda, face e reverso, observa-se que a variação de %EP não teve influência no tamanho médio do grão.

4.2.3 Análise microestrutural através de microscopia eletrônica de varredura (MEV).

A influência da variação do tempo de atuação da polaridade positiva no eletrodo de tungstênio no desenvolvimento de intermetálicos e suas morfologias nas regiões do MS, ZTA_5083 e ZTA_5052 durante a execução dos procedimentos de soldagem das juntas dissimilares foi investigada através da técnica de caracterização por microscopia eletrônica de varredura (MEV). A análise por MEV/EDS permitiu verificar a morfologia e distribuição dos precipitados gerados nas regiões de interesse nas três variações de %EP.

4.2.3.1 Caracterização de fases e intermetálicos por MEV da região de metal de solda.

A Figura 44 mostra uma imagem por elétrons retroespalhados obtidas por MEV da região MS cada uma das três juntas dissimilar, referente à variação de %EP aplicado em cada uma delas. Nas três imagens observa-se a presença de diversos intermetálicos com tamanho variando de menos de $0,1 \mu\text{m}^2$ a precipitados em torno de $29 \mu\text{m}^2$, Apêndice B, com morfologias diversas e alguns poros possivelmente formados durante o processo de solda, já que a soldagem do alumínio é altamente suscetível a porosidade, bem como o arrancamento de precipitados durante o processo de preparação metalográfica.

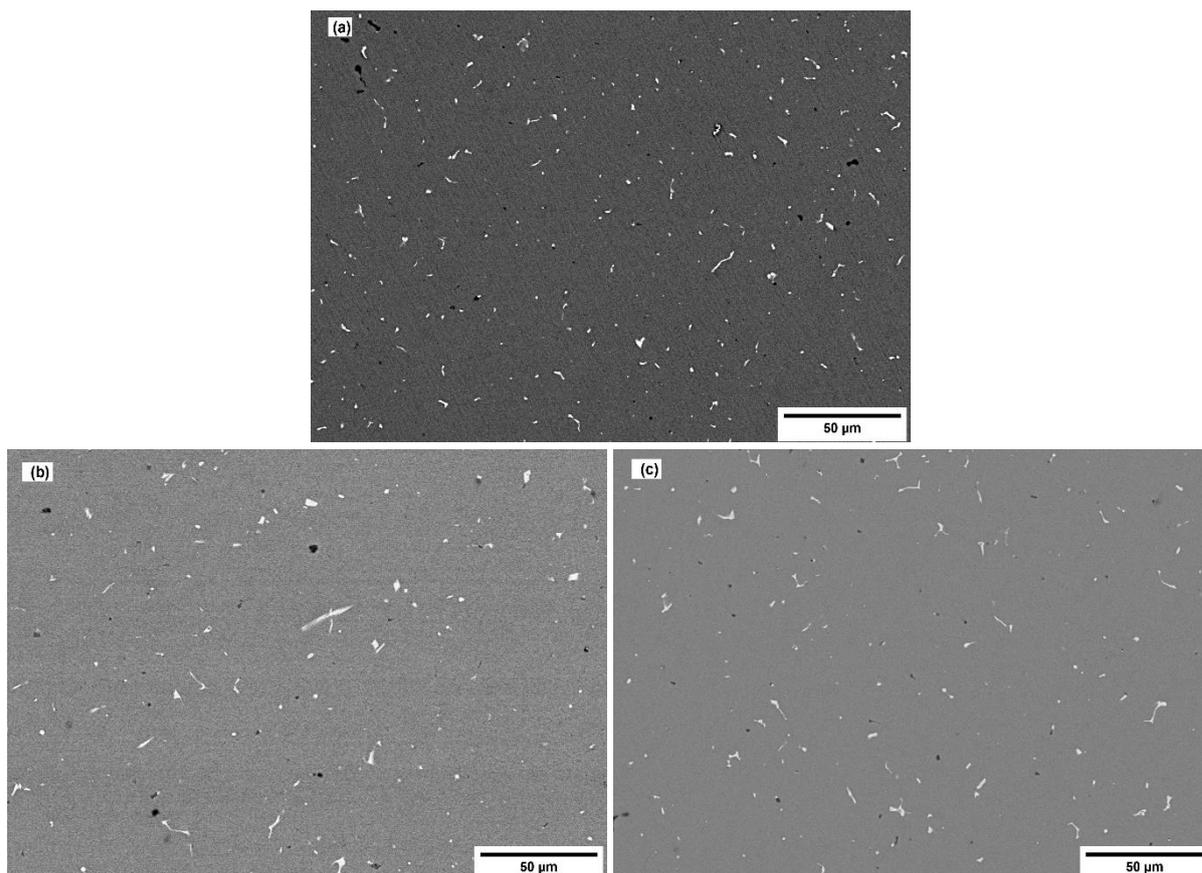
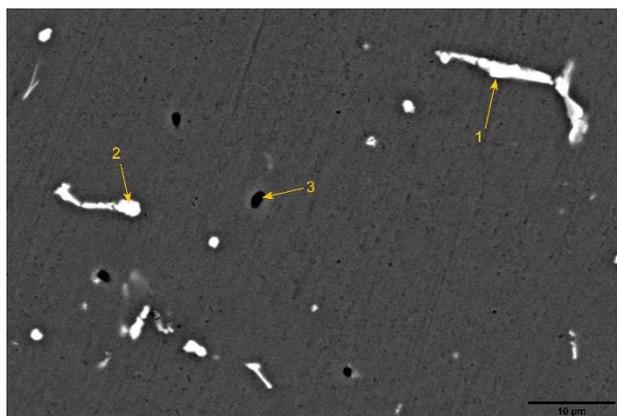


Figura 44 - Imagem MEV da região do metal de solda das juntas dissimilares D30 (a), D40 (b) e D50 (c).

Fonte: Autor.

Nas Figuras 45 , 46 e 47 pode-se observar que regiões de solda das juntas D30, D40 e D50 são compostas predominantemente pelos intermetálicos ricos em Fe e Mn e por vezes algum Cr e/ou Si, e estão gravados nas imagens com morfologias e tamanhos diversos com contraste claro (branco). Trabalhos na literatura (PEREIRA, 2010)(MUSTAFA; CHANDRA; PAULRAJ, 2018)(ALGENDY; LIU; CHEN, 2020) identificaram a presença das mesmas características morfológicas nos precipitados do metal de solda em seus estudos com a liga AA5083 e o metal de adição ER 5356, onde identificam as fases observadas como Al_6Mn , $Al_6(Mn,Fe)$, $Al_{18}(Cr,Mn)_2Mg_3$ e $\alpha-Al(Fe,Mn)Si$. Já os precipitados contendo maior teor de Si e Mg foram observados em menor quantidade e possuem contraste escuro (preto ou cinza escuro) nas imagens gravadas e morfologias arredondadas e/ou pequenas plaquetas irregulares, estando em consonância aos estudos realizados com ligas Al-Mg por (ZHU *et al.*, 2012) e (ALGENDY; LIU; CHEN, 2020), onde identificaram a presença da fase Mg_2Si .

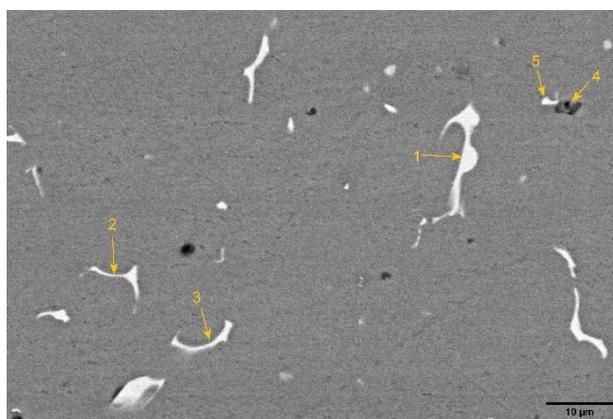


Composição (em peso) %

	Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr
1	86,62	4,22	1,71	5,29	---	0,11
2	88,75	4,88	1,11	3,46	---	0,15
3	77,80	13,37	0,21	---	6,40	0,07

Figura 45 - Imagem MEV, metal de solda da junta D30. Identificação de precipitados Al(Mn,Fe,Cr) e Al(Mg,Si).

Fonte: Autor.

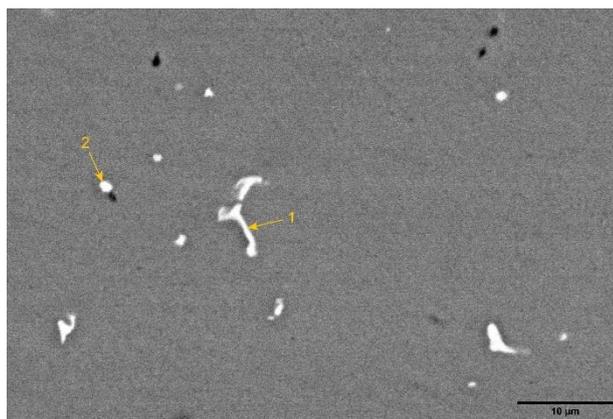


Composição (em peso) %

	Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr
1	74,99	0,61	10,38	13,51	---	0,51
2	89,51	3,20	2,53	2,24	---	---
3	89,09	3,61	2,10	3,14	---	0,31
4	39,35	34,77	---	---	20,67	---
5	85,86	7,44	2,47	2,69	---	---

Figura 46 - Imagem MEV, metal de solda da junta D40. Identificação de precipitados Al(Mn,Fe,Cr) e Al(Mg,Si).

Fonte: Autor



Composição (em peso) %						
	Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr
1	80,55	3,69	3,95	10,58	---	0,27
2	75,11	1,26	1,16	2,60	5,76	---

Figura 47 - Imagem MEV, junta D50. Identificação de precipitados Al(Mn,Fe,Cr) e Al(Mn,Fe,Si).
Fonte: Autor.

Para identificação das fases de maneira mais assertiva foi utilizada a técnica de análise por difração de raio-X (DRX), e o resultado é apresentado na Figura 48. Na imagem geral dos espectros na faixa $2\theta = 30^\circ - 90^\circ$ apenas é identificada a fase α -Al. Ao ampliar o espectro na faixa entre $2\theta = 30^\circ - 60^\circ$ outros pequenos picos foram reconhecidos como compostos intermetálicos $Al_6(Mn,Fe)$, detalhe na Figura 48. Medições foram repetidas em três amostras, uma para cada %EP, sendo que todas deram espectros semelhantes ao apresentado na Figura 48. Espectros semelhantes na mesma faixa de espectro $2\theta = 35^\circ - 43^\circ$ foram apresentados por (TONELLI *et al.*, 2021) ao investigar a microestrutura e a composição das fases intermetálicas na fabricação de chapa AA 5083 produzidas por fabricação aditiva de fio e arco e (LIU *et al.*, 2016). Ao investigar os efeitos de Mn e Fe na formação de intermetálicos na liga Al-5Mg-Mn, ambos identificaram a fase $Al_6(Mn,Fe)$. Portanto, apoiado pela análise de EDS que identificou a presença de Fe e Mn nos precipitados intermetálicos é razoável inferir que os picos de baixa intensidade na região $2\theta = 35^\circ - 43^\circ$ podem ser atribuídos à fase $Al_6(Mn,Fe)$.

Em relação às fase Mg_2Si e $\beta-Al_3Mg_2$ também identificadas nos estudos referidos acima, essas não foram detectadas na análise de DRX executada, porém a presença de fases com Si combinado com Mg é detectada na análise de EDS, e estão

em concordância ao observado e identificado como Mg_2Si por (ALGENDY; LIU; CHEN, 2020) e (GRASSERBAUER *et al.*, 2021).

Já a fase $\beta-Al_3Mg_2$, a mesma não foi encontrada nesse trabalho. Porém, sua presença não pode ser descartada, pois a literatura (TOTTEN; MACKENZIE, 2003)(MUSTAFA; CHANDRA; PAULRAJ, 2018)(ZHU *et al.*, 2012)(ALGENDY; LIU; CHEN, 2020) reporta a precipitação desta fase em ligas com teores de Mg superiores a 3,5% Mg em peso, que é o caso em questão. Porém, como essas fases apresentam tamanho de aproximadamente de 100 nm (LYNDON *et al.*, 2013)(ENGLER; MILLER-JUPP, 2016), elas podem não ter sido caracterizadas pelas técnicas aplicadas, principalmente se não houver grandes quantidades dos precipitados.

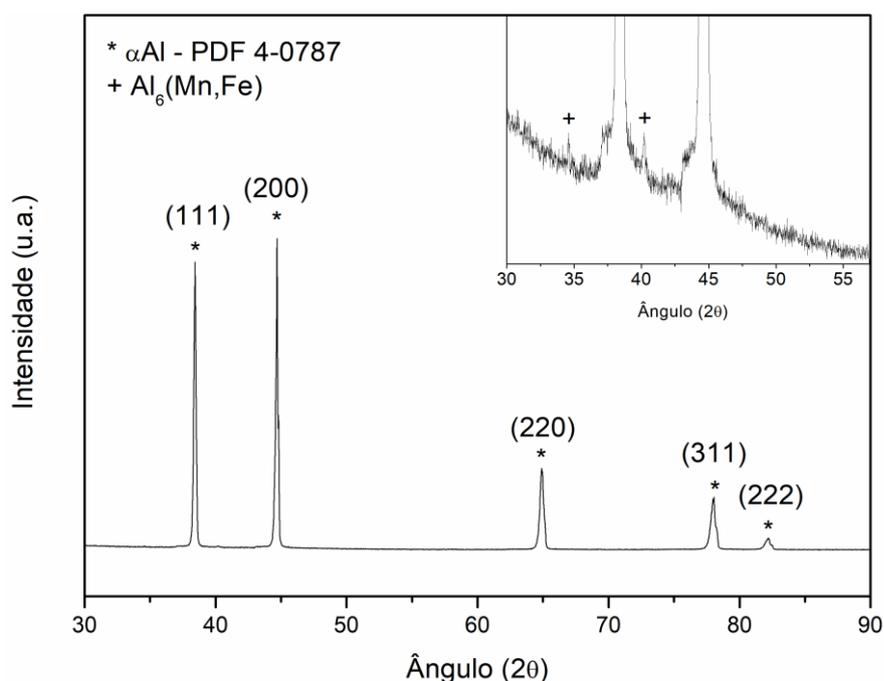


Figura 48 - Análise DRX, junta AA5083 H111 x AA 5052 F com metal de adição ER5183. Faixa geral do espectro entre $2\theta = 30^\circ - 90^\circ$, somente fase $\alpha-Al$ identificada. Em detalhe, foco ampliado da faixa de baixa amplitude do espectro $2\theta = 30^\circ - 60^\circ$, fase $Al_6(Mn,Fe)$ identificada. Fonte: Autor.

Ao observar as três imagens que compõem a Figura 44, pode-se perceber que a quantidade do número de precipitados por unidade de área no MS variou em função da %EP aplicado em cada junta. Uma contagem de partículas para as juntas D30, D40 e D50 foi realizada através de análise das imagens com o auxílio do software Image J. A junta dissimilar D30 foi a que apresentou a maior quantidade de precipitados acima de $0,03 \mu m^2$ por área examinada, um total de 937 partículas precipitadas, seguida pela D40 com 879 partículas e a D50 com a menor quantidade,

671 partículas. A Figura 49 mostra os histogramas das contagens de partículas referentes ao metal de solda D30, D40 e D50.

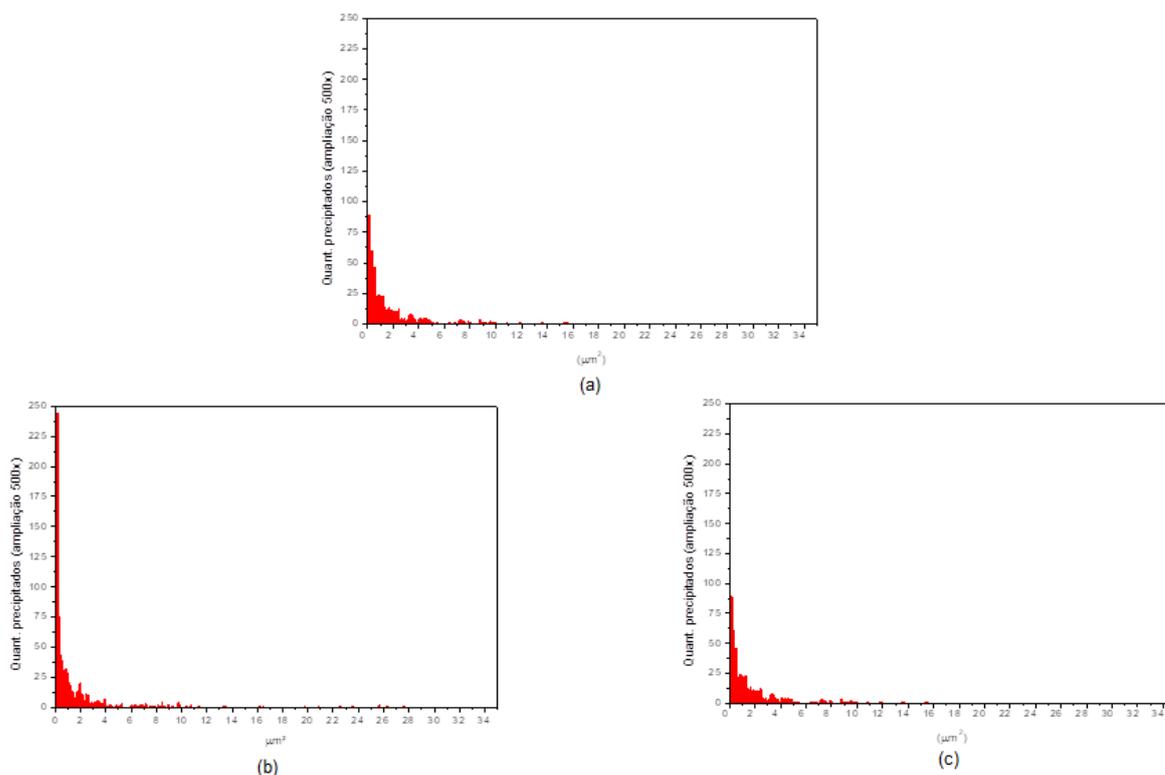


Figura 49 - Histogramas das quantidades de partículas nas juntas dissimilares. (a) D30; (b) D40 e (c) D50.

Fonte: Autor.

4.2.3.2 Caracterização de fases e intermetálicos por MEV das regiões ZTA_5052 e ZTA_5083.

A Figura 50 apresenta as imagens das regiões de MB das ligas AA 5083 H111 e AA 5052 F, ambas na mesma ampliação de 500x, onde se percebem diferenças na morfologia e tamanho dos precipitados entre as liga de base. Na liga AA 5083 H111 os precipitados de segunda fase predominantes são compostos intermetálicos ricos em Fe e Mn, enquanto na liga AA 5052 F a predominância é do composto intermetálico ricos em Fe, Figuras 51 e 52 .

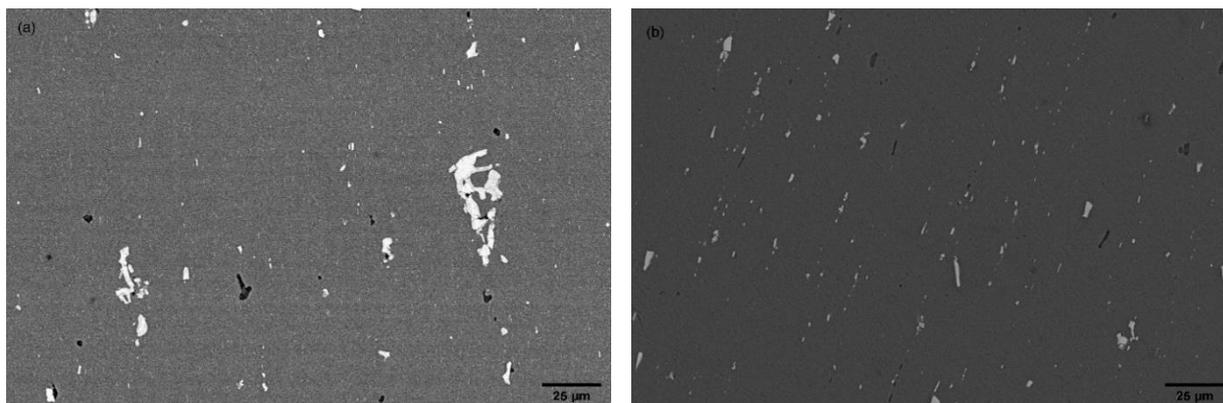
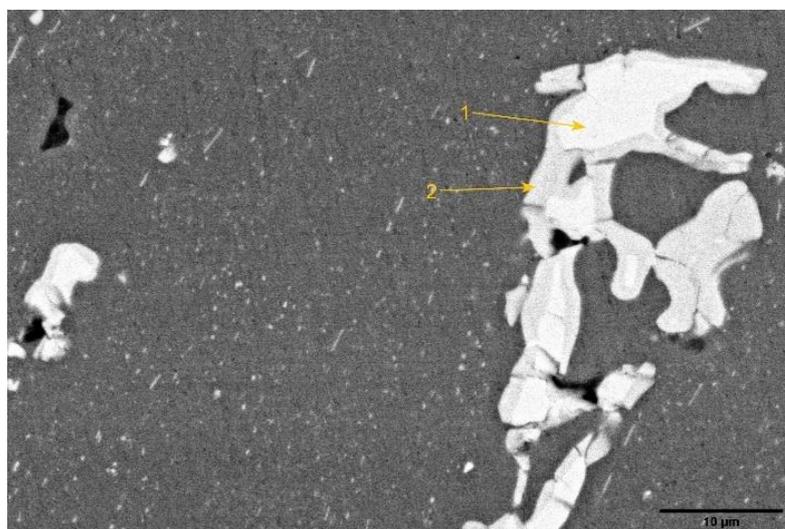


Figura 50 - Imagem MEV. Morfologia dos precipitados de segunda fase das ligas de base AA 5083 H111 (a) e AA 5052 F (b).

Fonte: Autor.

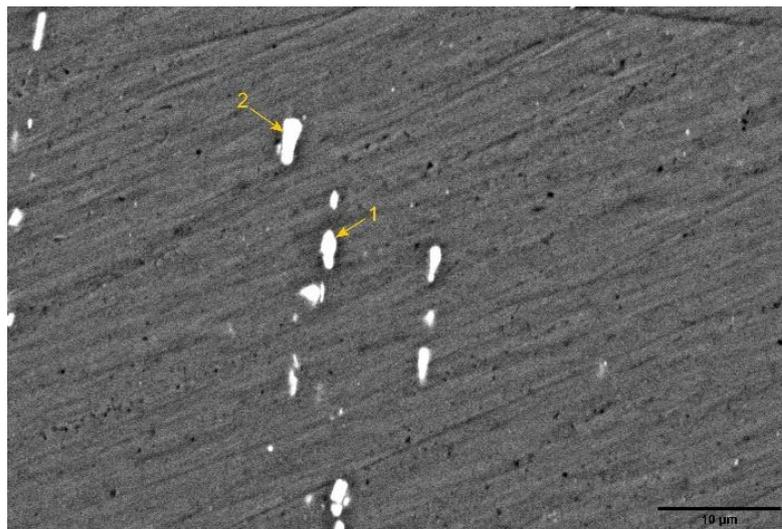


Composição (em peso) %

	Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr
1	65,98	---	13,48	17,14	2,88	---
2	76,17	0,64	9,38	13,27	0,55	---

Figura 51 -- EDS de precipitado de morfologia comumente encontrado no metal de base AA 5083 H111.

Fonte: Autor.



Composição (em peso) %

	Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr
1	77,18	1,56	0,51	18,60	---	0,39
2	93,07	2,30	0,15	2,98	---	---

Figura 52 - EDS de precipitado de morfologia comumente encontrado no metal de base AA 5052 F.

Fonte: Autor.

O MB_5083 apresenta precipitados maiores com morfologias diversas e mais irregulares do que os precipitados observados no MB_5052 que se mostram menores, e morfologia de bastonetes em sua maioria. Ao observar as imagens das ZTA_5083 e ZTA_5052 em função da variação do %EP, da Figura 53, nota-se que os precipitados intermetálicos encontrados nas regiões de ZTA, possuem as mesmas características dos precipitados observados nos metais de base, sugerindo que não há diferença microestrutural significativa entre as regiões de metal de base e ZTA de cada liga base.

As observações das imagens de MEV das regiões ZTA_5052 mostram principalmente a presença de intermetálicos ricos em Fe. Possivelmente o Mn e o Cr encontram-se em solução sólida na matriz e foram detectados pelo volume da pera de ionização típica da técnica EDS. Essas fases são identificadas com contraste claro e morfologia tipo bastonetes ou plaquetas, e possivelmente como os compostos Al_3Fe (WANG *et al.*, 2015), Figura 54 . Em menor quantidade também foram identificadas

fases ricas em Si combinado com Mg as regiões ZTA_5052, sendo possivelmente Mg_2Si , Figura 55.

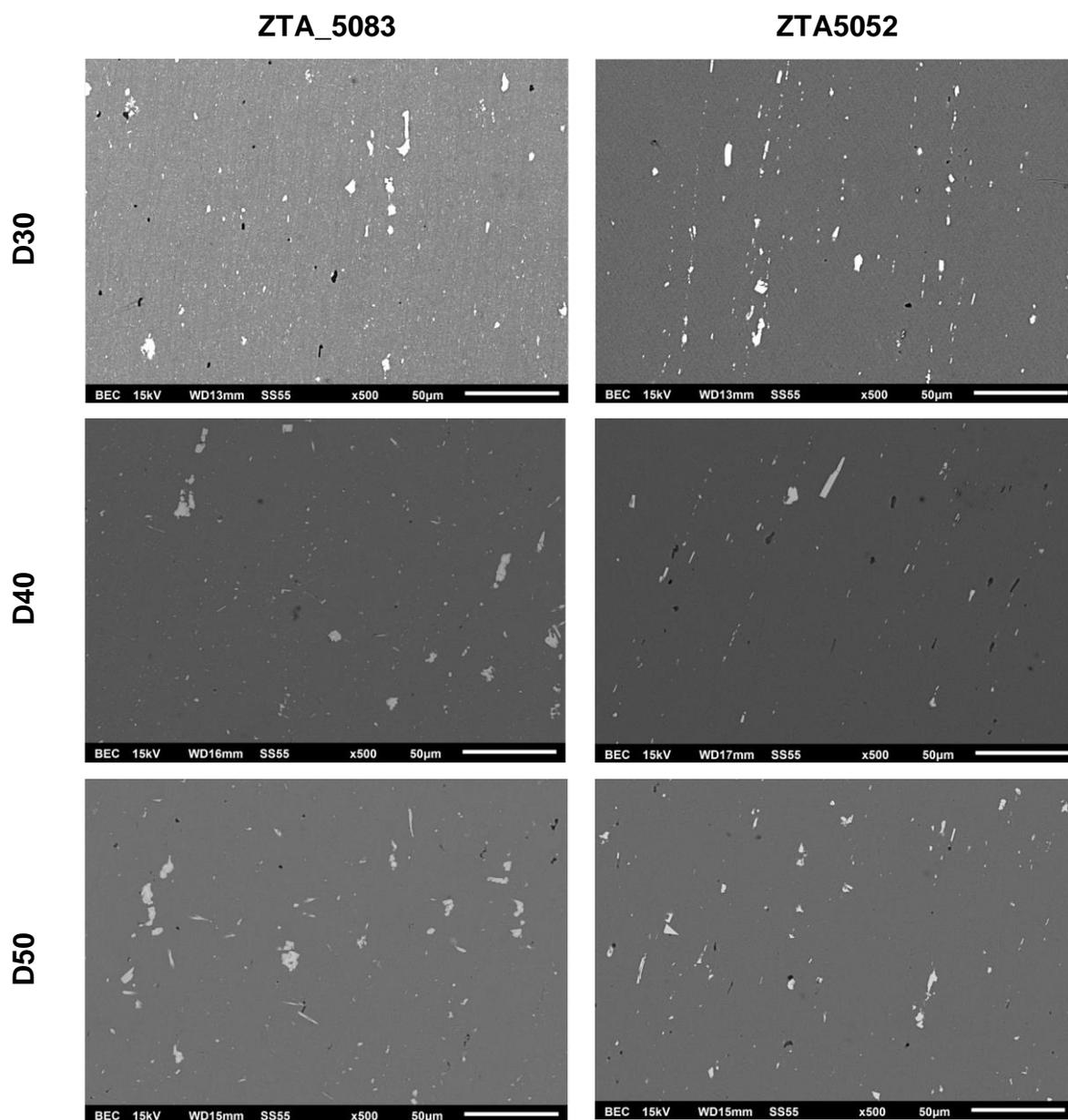
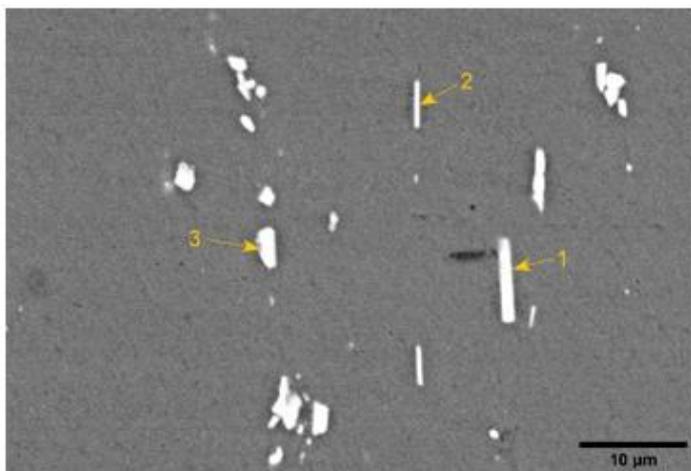


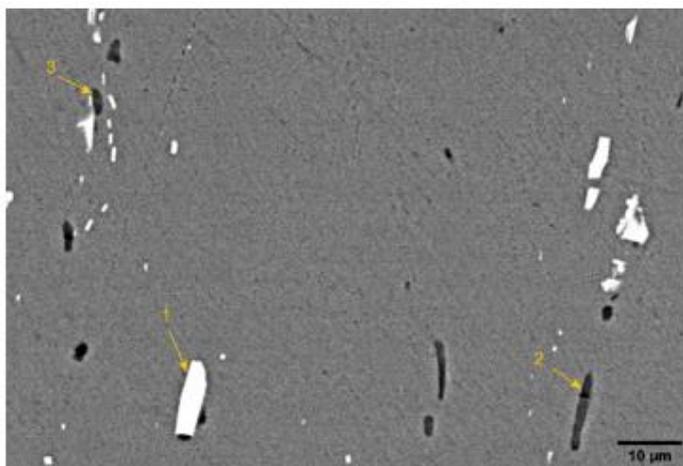
Figura 53 - ZTA_5083 e ZTA_5052 em função da variação do %EP.
Fonte: Autor.



Composição (em peso) %						
	Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr
1	78,71	1,67	---	16,98	---	0,65
2	93,48	2,20	---	2,16	---	---
3	87,14	5,31	---	8,42	---	0,41

Figura 54 - Imagem MEV, ZTA_5052. Precipitados de segunda fase ricos em ferro, como morfologia de bastonetes e plaquetas.

Fonte: Autor.



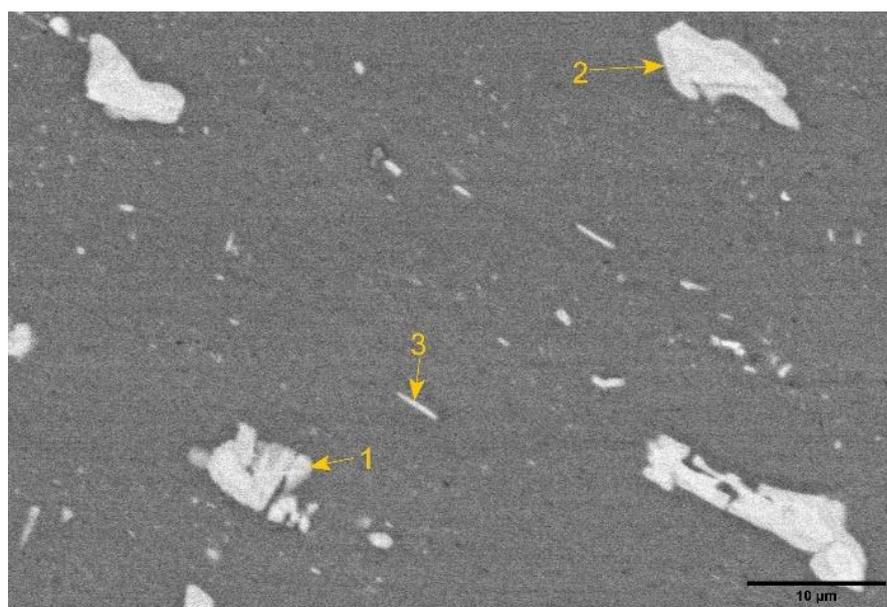
Composição (em peso) %						
	Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr
1	59,21	0,26	0,36	35,54	---	1,1
2	39,30	36,83	---	---	19,89	---
3	47,3	27,56	---	0,47	19,58	---

Figura 55 - Imagem MEV, ZA_5052. Precipitados de segunda fase ricos em Fe (1) e precipitados de segunda fase ricos em Si e Mg, (2) e (3).

Fonte: Autor.

Na análise de DRX, não foi possível determinar com exatidão a existência das fases Mg_2Si e Al_3Fe , porém as análises de EDS realizadas em áreas aleatórias das regiões de ZTA_5052 indicam a presença desses intermetálicos. (WANG *et al.*, 2015) em seus estudos onde analisaram padrões DRX da liga AA 5052 em diversos níveis de laminação, somente identificaram as fases α -Al, Mg_2Si e Al_3Fe . (LIYAKAT; VEEMAN, 2022) em seus estudos de soldagem TIG com a liga AA 5052 H32 também detectaram por DRX as fases α -Al, Mg_2Si , Al_3Fe e β - Mg_3Al_2 . Portanto é viável inferir que as fases encontradas na ZTA_5052 ricas em Fe, e as fases ricas em Si combinadas com Mg sejam Al_3Fe e Mg_2Si respectivamente.

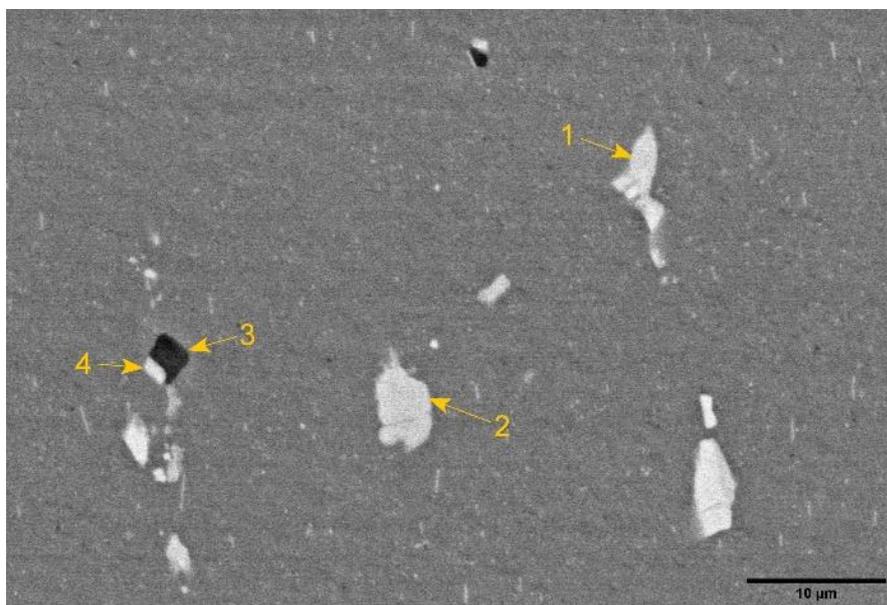
Na região de ZTA_5083 foram identificados predominantemente intermetálicos ricos em Fe e Mn, alguns desses intermetálicos contendo pouco ou nenhum Cr, e outros com a presença de Si e Cr, conforme mostram as Figuras 56 e 57.



Composição (em peso) %						
	Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr
1	73,55	1,80	11,54	11,19	1,35	0,57
2	67,01	0,31	13,57	14,56	2,08	0,67
3	92,36	4,60	1,09	---	--	---

Figura 56 – MEV/EDS da região ZTA_5083, de uma amostra D50. Partículas ricas em Fe e Mn.

Fonte: Autor.



Composição (em peso) %						
	Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr
1	77,55	2,00	7,35	8,72	---	0,34
2	74,28	0,80	10,24	12,72	---	---
3	57,55	16,29	0,37	---	14,14	---
4	84,06	5,75	2,79	2,82	---	---

Figura 57 - MEV/EDS da região ZTA_5083. Presença de intermetálicos ricos em Fe e Mn (1), (2), e (4) e intermetálicos rico em Si e Mg (3).
Fonte: Autor.

Esses precipitados apresentam morfologias simples, porém diversa, como pequenas formas circulares quase pontuais, alongadas e/ou aciculares, pequenas plaquetas e formas mais robusta e irregulares, com área de superfície variando entre aproximadamente $0,05 \mu\text{m}^2$ a $35,75 \mu\text{m}^2$, ver Apêndice B, e mostrando-se com maior presença de partículas grosseiras do que observado na ZTA_5052. As análises realizadas por EDS, mostradas nas Figuras 56 e 57 apoiadas na análise de DRX realizada, permitem inferir que essas partículas de tonalidade clara ricas em Fe e Mn, podem ser atribuídas ao composto $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$. Partículas ricas em Si combinadas com Mg também foram encontradas em menor quantidade e estão gravadas em tonalidade escura (ALGENDY; LIU; CHEN, 2020). Ao observar a Figura 57, detalhe 3, nota-se

que os percentuais em peso de Si e Mg, 14,4%Si e 16,29%Mg, respectivamente, são bem próximos aos encontrados por (ALGENDY; LIU; CHEN, 2020) que ao investigarem a formação de intermetálicos na liga Al-5,2%Mg-Mn, identificaram a presença da fase Mg_2Si com percentuais de 15,8 % Si e 18,4% Mg em peso.

Conforme a literatura (YI *et al.*, 2018)(SHE *et al.*, 2020)(SAMIUDDIN *et al.*, 2020), a fase Mg_2Si , além de se formar independente na matriz, tem na fase $Al_6(Mn,Fe)$ um sítio de nucleação propiciando a precipitação de uma na outra. Isso pode ser associado à observação do detalhe 3 na Figura 57, onde a fase escura rica em Si e Mg está acoplada a fase clara rica em Fe e Mn.

Já em outra região na ZTA_5083 mostrada na Figura 58, é exibido mapas de EDS onde é possível identificar as fases escuras ricas em Mg e Si formadas junto às fases claras ricas em (Fe, Mn), como também na distribuídas na matriz. Portanto, apoiado nas observações citadas acima e com os resultados semelhantes obtidos por outros autores é possível assumir a presença da fase Mg_2Si na ZTA_5083, porém em pouca quantidade.

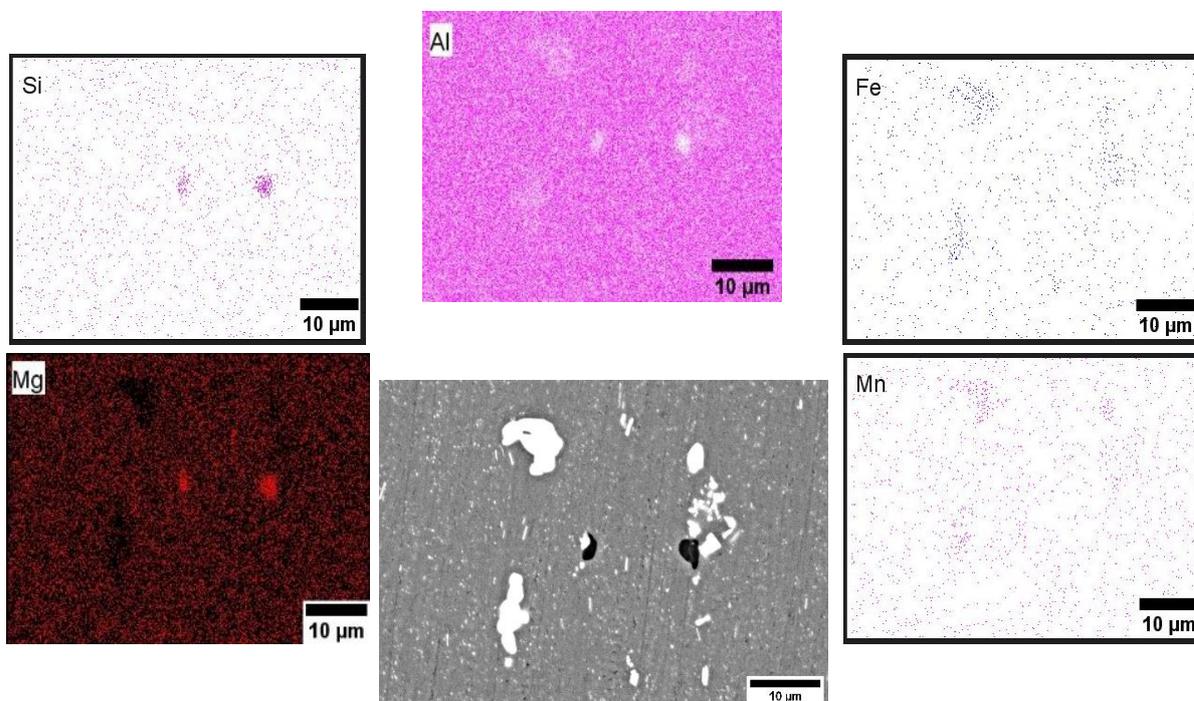


Figura 58 - Mapa EDS, junta D50. Identificação de segregação e combinação dos elementos químicos Fe e Mn, e Si e Mg.

Fonte: Autor.

4.3 Análise de Microdureza.

A microdureza média dos materiais de base AA 5052 F e AA 5083 H111 foi de $55,05 \pm 4,65$ HV e $75,54 \pm 4,98$ HV, respectivamente.

Os perfis de microdurezas dos cordões de face e lado reverso das amostras 30%, 40% e 50% de EP das juntas dissimilares são mostrados nas Figuras 59 e 60 , e são praticamente coincidentes em toda a extensão das juntas soldadas nos dois cordões, independente do %EP e do cordão de solda. A Figura 61 apresenta o perfil médio de dureza das juntas D30, D40 e D50 englobando os valores dos dois cordões, face e reverso, dando uma visão macro do perfil de dureza dessas juntas.

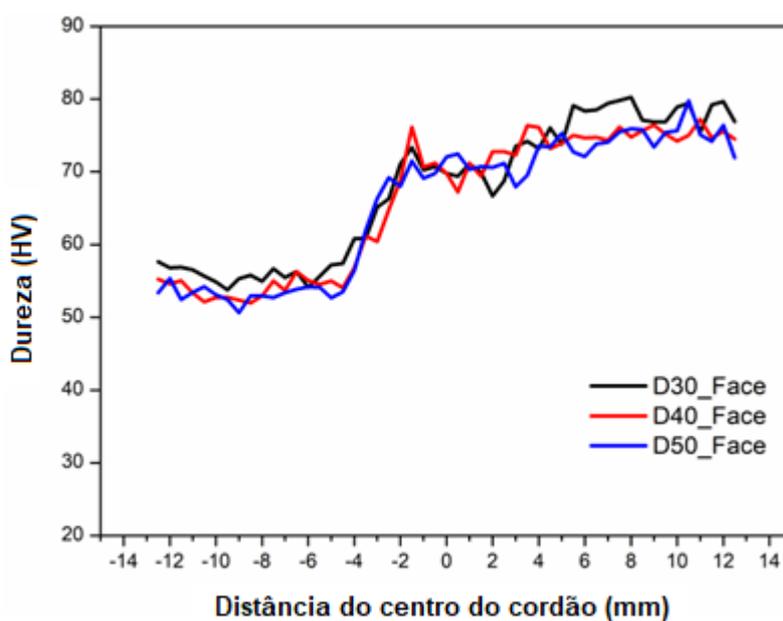


Figura 59 - Perfis de dureza (HV) dos cordões de face das juntas dissimilares D30, D40 e D50. Fonte: Autor.

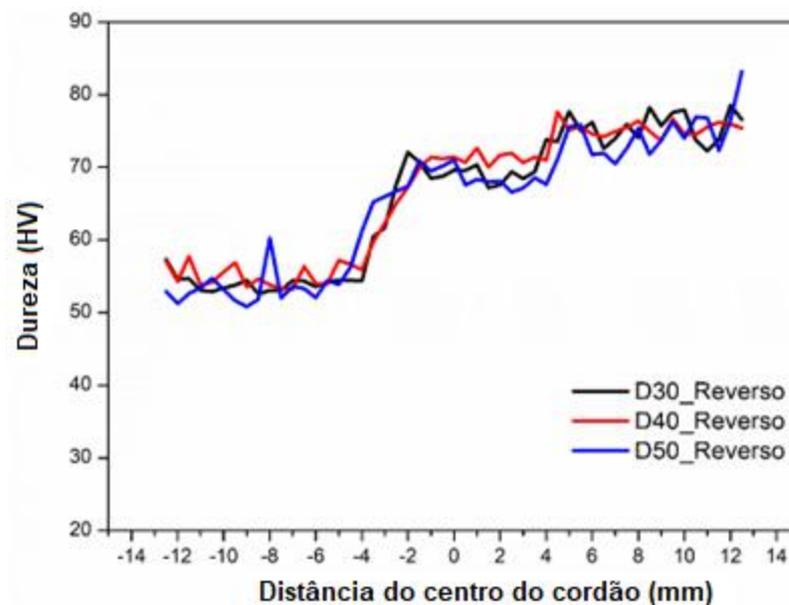


Figura 60 - Perfis de dureza (HV) dos cordões do lado reverso das juntas dissimilares D30, D40 e D50.

Fonte: Autor.

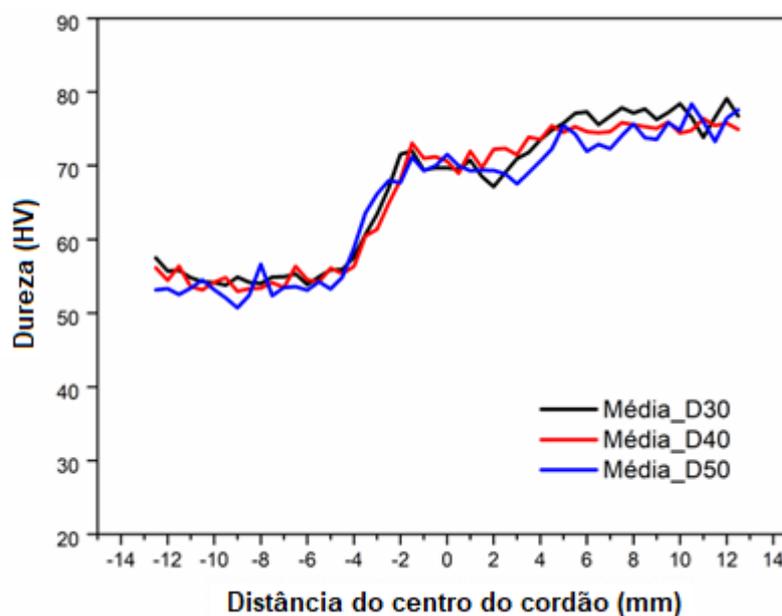


Figura 61 - Perfil médio de dureza (HV) das juntas dissimilares D30, D40 e D50.

Fonte: Autor.

As regiões de metal de solda apresentam valores médios de dureza de $69,4 \pm 5,9$ HV para 30%EP, $69,9 \pm 6,2$ HV para 40%EP e $69,9 \pm 3,7$ HV para 50%EP para o cordão de face, e um valor médio de dureza de $67,5 \pm 5,1$ HV para 30%EP, $69,3 \pm 5,8$ HV para 40%EP e $68,8 \pm 4,7$ HV para 50%EP para o cordão de lado reverso, mostrando

não haver diferenças significativas nas durezas dos metais de solda nos respectivos cordões, independente da variação de %EP.

A resposta em dureza em função da diferença dos teores de Mg entre a liga AA 5052 F (2,81%Mg) e a liga de adição ER 5183 (4,3 - 5,0%Mg) nos perfis de dureza gerados nas juntas dissimilares, fica evidente que a dureza aumenta com a elevação do teor de Mg (ALGENDY; LIU; CHEN, 2020). Isso sugere que em função da diluição de um maior teor de Mg na região do metal de solda acarreta um aumento do fortalecimento da região enriquecida através de solução sólida e pelo desenvolvimento de fases intermetálicas de endurecimento. (LIYAKAT; VEEMAN, 2022) executaram soldagem TIG da liga AA 5052 H32 com metal de adição ER 5356, semelhante em teor de Mg ao ER5183 utilizado neste estudo, observando que o desenvolvimento de fases intermetálicas na zona de fusão, identificadas como Mg_2Si , estão relacionadas ao aumento de dureza na zona de fusão. Já (MUSTAFA; CHANDRA; PAULRAJ, 2018) confere às finas partículas de $Al_6(Mn,Fe)$ nos contornos de grãos a melhora nas propriedades mecânicas da junta soldada da liga AA5083 com ER5356 em seus estudos, o que parece estar mais de acordo com as análises MEV/EDS realizadas no item 4.2.3, onde há uma predominância de precipitados intermetálicos ricos em Fe e Mn nos metais de solda das juntas dissimilares, em relação aos precipitados com Si e Mg.

No lado da junta dissimilar formado pela união do metal de base AA 5083 H111 e o metal de solda ER 5183, é possível observar que ocorre uma pequena variação no perfil de microdureza entre o MS e o MB da liga AA 5083 H111, onde o MS apresenta os menores valores de microdureza em relação às regiões ZTA AA 5083 e MB AA 5083 da junta, porém valores esses muito próximos ao do metal base AA 5083 H111 de $75,54 \pm 4,98$ HV. Isso se deve pelo fato de que tanto o metal de adição ER 5183 como o metal de base AA 5083 H111 possuem basicamente o mesmo teor de Mg, 4,3% - 5% Mg e 5,04% Mg, respectivamente, logo a mesma capacidade de endurecimento por solução sólida. Porém, o metal de base AA 5083 H111 tem na sua têmpera um fortalecimento da resistência mecânica por leve encruamento adquirindo propriedades mecânicas poucos superiores à condição recozida, o que não ocorre na região de solda.

As Figuras 62 e 63 mostram os perfis de microdureza nas juntas similares S30, S40 e S50, referentes aos cordões de solda de face e lado reverso, onde é possível verificar um comportamento similar para ambos os cordões independente da

variação de %EP. A Figura 64 mostra o perfil médio das juntas similares S30, S40 e S50. As regiões de metal de solda apresentam valores médios de dureza de $72,9 \pm 2,9$ HV para 30%EP, $75,8 \pm 2,9$ HV para 40%EP e $72,9 \pm 2,9$ HV para 50%EP para o cordão de face, e um valor médio de dureza de $73,8 \pm 3,7$ HV para 30%EP, $74,4 \pm 3,6$ HV para 40%EP e $73,8 \pm 3,7$ HV para 50%EP para o cordão de lado reverso. Os perfis de dureza para ambos os cordões nas três variações de %EP apresentam um comportamento similar.

Pode-se observar uma pequena deflexão nos perfis de dureza entre 2,5 e 5 mm de distância do centro do cordão. Essa pequena redução de dureza pode estar associada à presença de formação de grãos colunares no metal de solda, que são observados nas regiões limítrofes do cordão de solda em direção ao centro do mesmo, conforme mencionado no item 4.2.1,

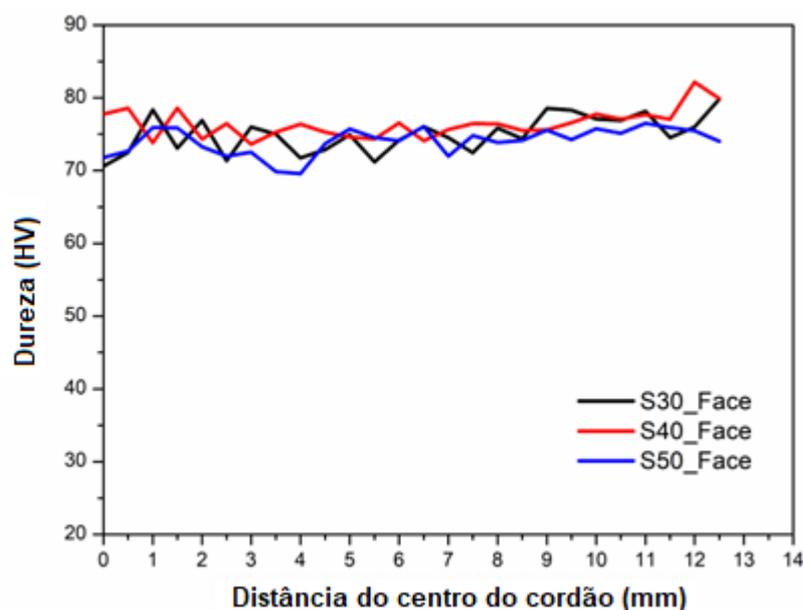


Figura 62 - Perfis de dureza (HV) dos cordões de face das juntas dissimilares S30, S40 e S50. Fonte: Autor.

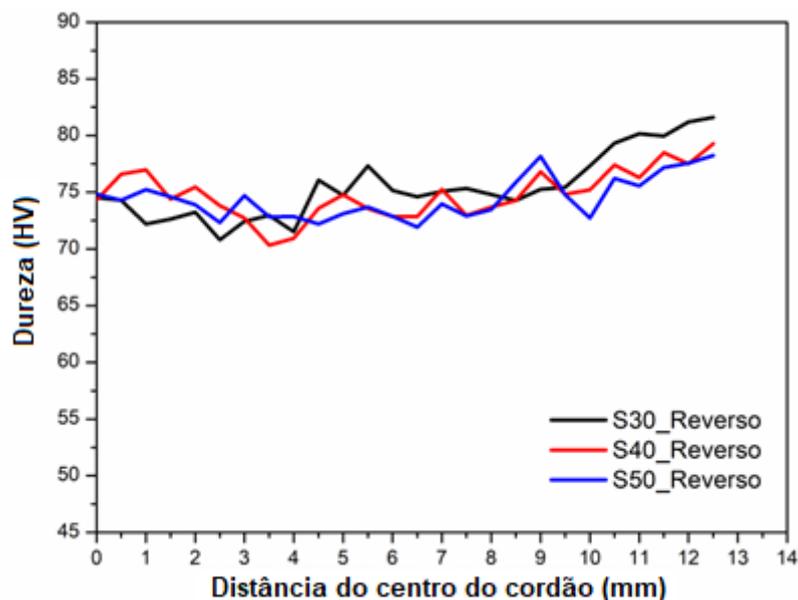


Figura 63 - Perfis de dureza (HV) dos corões do lado reverso das juntas similares S30, S40 e S50.

Fonte: Autor.

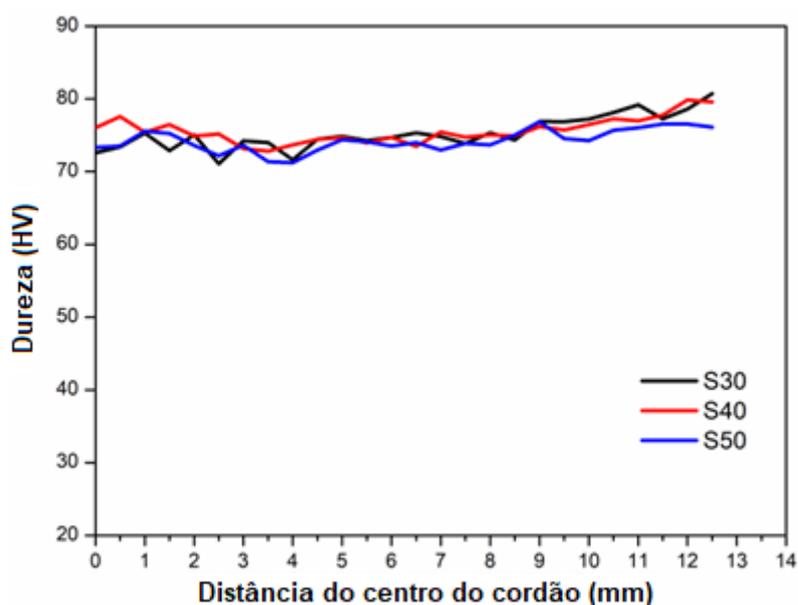


Figura 64 - Perfil médio de dureza (HV) das juntas dissimilares S30, S40 e S50.

Fonte: Autor.

4.4 Ensaios de resistência à tração.

Os valores médios de resistência à tração dos corpos de prova dos materiais base AA 5083 H111 e AA 5052 F são de $319,33 \pm 0,7$ MPa e $187,92 \pm 1,1$ MPa, respectivamente. A Figura 65 mostra as curvas tensão x deslocamento das duas ligas, AA 5083 H111 e AA 5052 F, como recebidas. Como já era esperado a liga

AA 5083 H111 apresenta um valor máximo de resistência à tração superior à liga AA 5052 F, devido a liga AA 5083 H111 possuir um teor de magnésio superior a liga AA 5052 F. O endurecimento por solução sólida e o incremento de resistência adicionado pelo trabalho a frio padrão H111 proporcionam melhores propriedades mecânicas à liga AA 5083 H111. A liga AA 5052 F apresentou características nítidas de fratura dúctil como alongamento e estricção, com região de falha de aspecto fibroso e perfil semelhante a geometria “cone e taça”, mostrando-se bastante dúctil. Já a liga AA 5083 H111 não apresentou alongamento nítido, a região de falha se deu em ângulo próximo a 45° em relação à seção lateral do corpo de prova e perpendicular ao eixo de tração, Figura 66.(b) caracterizando ruptura mostrando-se mais frágil do que liga AA 5052F.

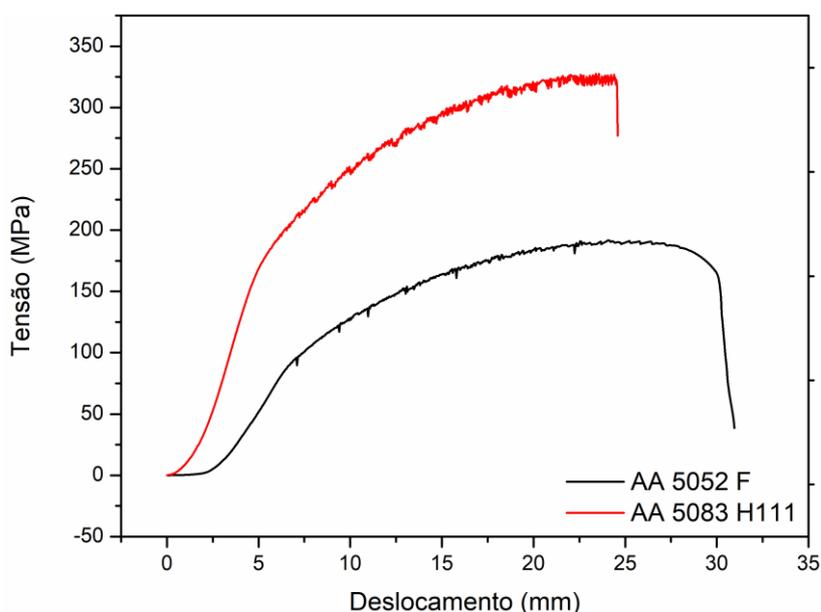


Figura 65 - Gráfico de resistência à tração (tensão x deslocamento) das ligas AA 5083 H111 e AA 5052 F.
Fonte: Autor.

A Figura 66 mostra a imagem dos corpos de prova das ligas AA 5052 F e AA 5083 H111 após ruptura no ensaio de tração.

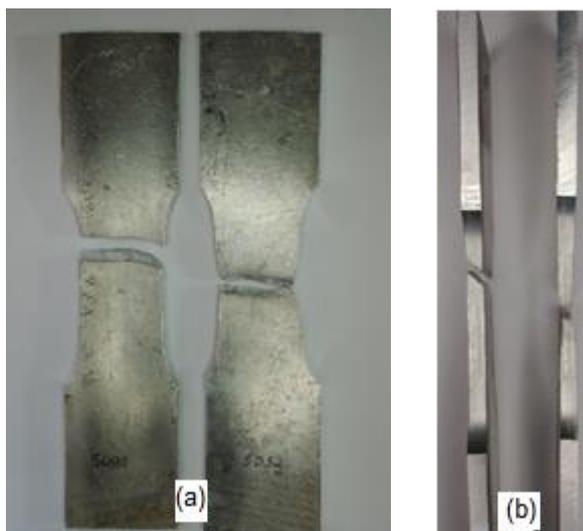


Figura 66- Corpos de prova rompidos após ensaio de tração. (a) vista frontal: à direita AA 5052 F e à esquerda AA 5083 H111; (b) vista lateral: à direita AA 5052 F e à esquerda AA 5083 H111.

Fonte:Autor.

A Tabela 12 apresenta os valores máximos e médios de resistência à tração dos corpos de prova das juntas dissimilares nas respectivas variações de %EP.

Tabela 12 - Valores máximos e médios da resistência à tração das juntas dissimilares D30, D40 e D50.

	Tensão máxima de resistência à tração (MPa).	Tensão média de resistência à tração (MPa).
D30	194,03	181,98 ± 16,9
D40	191,08	188,42 ± 2,9
D50	187,90	185,89 ± 1,8

Fonte: Autor.

Todos os corpos de prova romperam no metal de base AA 5052F, conforme mostra a Figura 67 como já era esperado devido ao maior teor de Mg, tanto no metal de base AA5083 H111 como no metal de adição ER5183, o que proporciona maiores propriedades mecânicas à liga (NUNES; ADANS; *et al*, 1990), (TOTTEN; MACKENZIE, 2003) e (LEE *et al.*, 2016).



Figura 67 - Corpos de prova das juntas dissimilares após ensaio de tração.
Fonte: Autor

A Figura 68 mostra a resistência à tração das juntas dissimilares em relação à variação do %EP. Como pode-se observar, as juntas apresentam comportamento similar, independente do %EP aplicado, com uma pequena diminuição da resistência para as juntas D50. Como as juntas romperam fora da zona de fusão, a variação de %EP parece também não influenciar significativamente na ZTA dessas juntas.

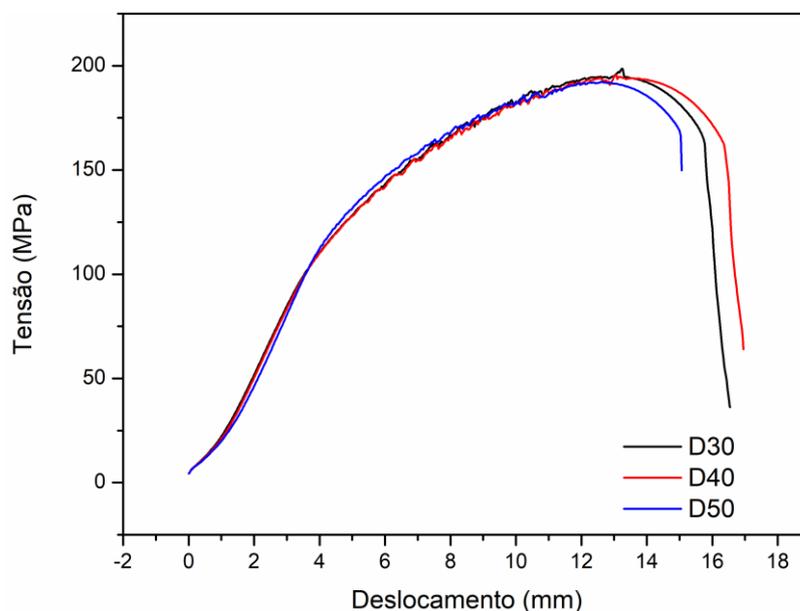


Figura 68 - Gráfico do comportamento a resistência à tração das juntas dissimilares em função a variação de %EP.
Fonte: Autor.

A fim de comparação da resistência à tração entre as juntas dissimilares e similares, também foram realizados ensaios de tração nos corpos de prova das juntas S30, S40 e S50.

A Tabela 13 apresenta os valores de resistência à tração máxima nos ensaios das juntas similares e a resistência média entre os corpos de prova ensaiados. Porém, nota-se um valor alto de desvio padrão nas juntas S30_2 e S40_2 e S40_3, e isso se deve aos corpos de prova apresentarem defeitos no cordão de solda como falta de fusão e poros na região da placa soldada onde foram retirados os corpos de prova para os ensaios de tração. Entretanto é nítido que os corpos de prova sem defeitos de solda apresentaram praticamente a mesma resistência à tração independente da variação de %EP, como se pode verificar pelos valores máximos de resistência à tração obtidos.

Tabela 13 - Valores máximos e médios da resistência à tração das juntas dissimilares S30, S40 e S50.

	Tensão máxima de resistência à tração (MPa).	Tensão média de resistência à tração (MPa).
S30	286,52	246,17±40,35
S40	291,03	222,03±47,0
S50	290,58	276,36±14,5

Fonte: Autor.

Os corpos de prova rompidos da liga AA 5083 H111 apresentaram ruptura no metal de solda. Isso já era esperado, pois conforme já mencionado no corpo deste trabalho, as ligas não tratáveis termicamente quando submetidas ao processo de soldagem por fusão têm a região do metal de solda como região mais frágil devido à natureza fundida do metal depositado principalmente pelo crescimento grosseiro de grãos. Conforme observado em microscopia óptica, item 4.2.3.2, a ZTA_5083 apresenta apenas uma leve recristalização com pequeno aumento de grão em relação ao metal de base encruado em H111, porém com grãos bem menores do que do metal de solda. Esses resultados estão de acordo com a literatura (SINGH *et al.*, 2013) (RAVINDAR; GURURAJ, 2015)(JEBARAJ *et al.*, 2020).

Os corpos de prova das juntas similares apresentaram comportamento de fratura semelhante à liga AA 5083 H111 como recebida: não apresentaram alongamento nítido, a região de falha se deu em ângulo próximo a 45° em relação à

seção lateral do corpo de prova e perpendicular ao eixo de tração, sem estricção e alongamento da seção reduzida do corpo de prova, Figura 69.



Figura 69 - Corpos de prova das juntas similares após ensaio de tração.
Fonte: Autor.

A Figura 70 mostra a resistência máxima à tração das juntas similares em relação à variação do %EP. Como pode-se observar no gráfico tensão x deslocamento as juntas similares conforme as juntas dissimilares apresentam comportamento semelhantes entre as variações de %EP aplicado, o que sugere que este parâmetro não interfere significativamente na resistência a tração das juntas.

A Figura 71 apresenta um gráfico com os valores de limite máximo de resistência à tração entre as juntas soldadas, dissimilares e similares, e metais de base, onde fica claro que a liga AA 5052 F é fator predominante na resistência à tração das juntas dissimilares, enquanto que nas juntas similares o metal de solda é a região menos resistente com uma redução em torno de 10% em relação ao metal de base AA 5083 H111. Através do gráfico também pode-se observar que a variação de %EP tanto nas juntas similares como nas dissimilares não resultou em diferenças significativas em relação à resistência máxima à tração das juntas.

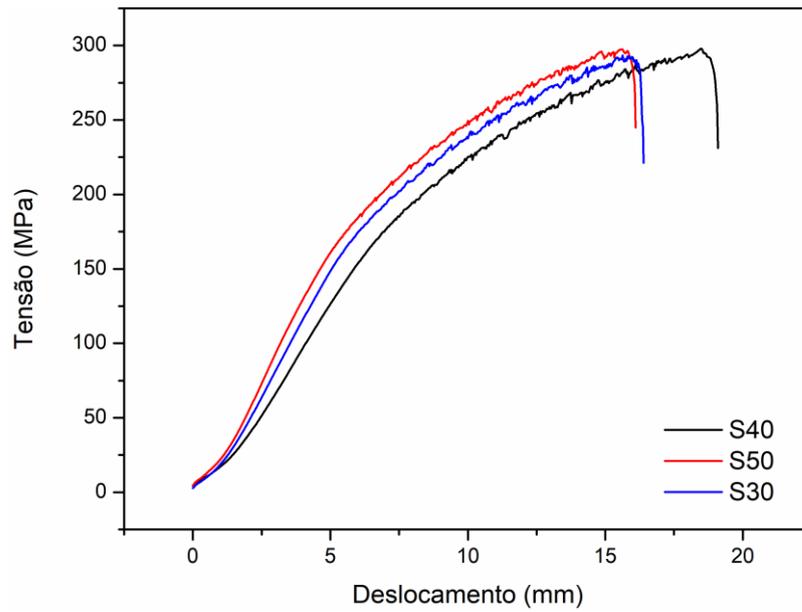


Figura 70 - Gráfico do comportamento a resistência à tração das juntas similares em função a variação de %EP.
Fonte: Autor.

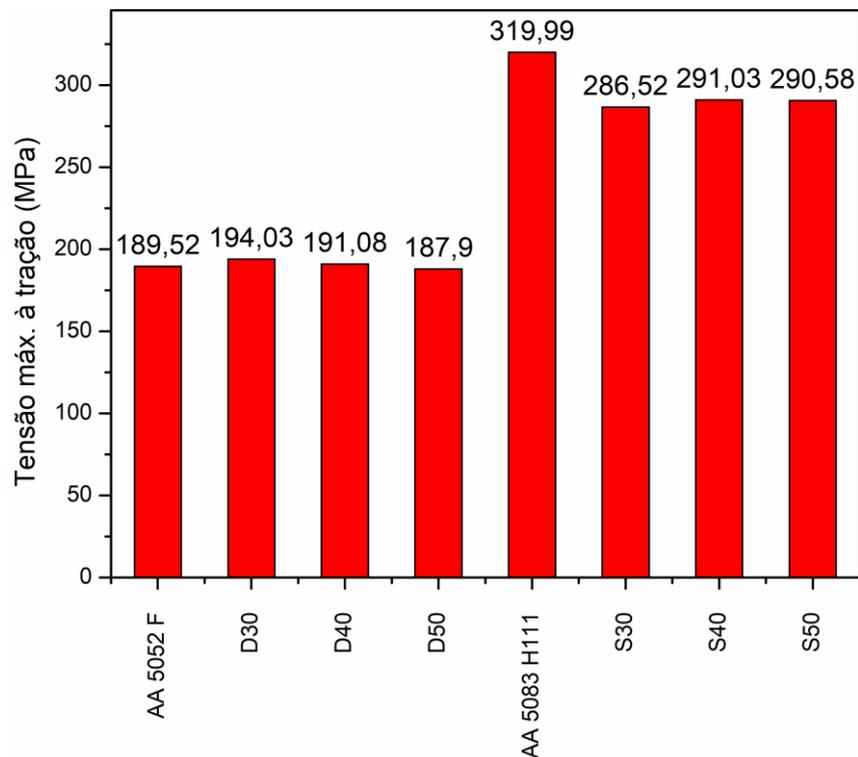


Figura 71 - Gráfico comparativo entre as tensões máximas à tração dos metais de base e as juntas soldadas, dissimilares e similares.
Fonte: Autor.

4.5 Ensaios de polarização potenciodinâmica.

4.5.1 Ensaios preliminares.

Ensaios preliminares foram realizados utilizando um eletrólito composto somente por 0,6M NaCl. Os resultados exemplificados na Figura 72 mostram que as curvas de polarização obtidas tanto com a liga AA 5052 F como com a liga AA 5083 H111 não apresentaram região de anódica passiva, indicando que a ruptura da camada passiva ocorria junto ao potencial de corrosão.

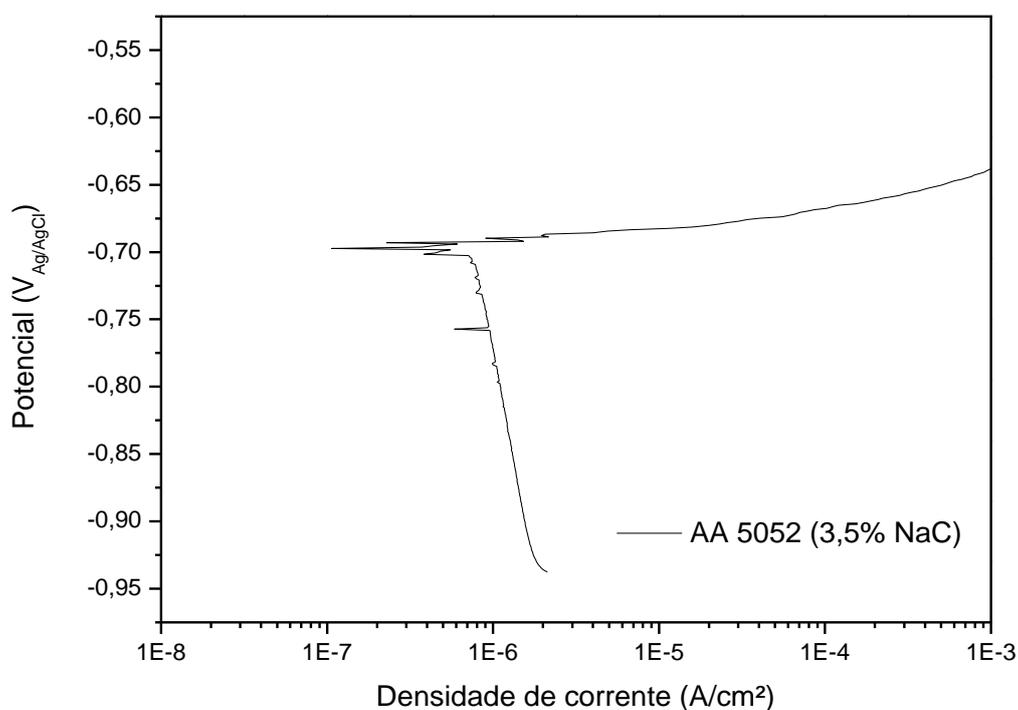


Figura 72 - Curva de polarização da liga AA 5052 F, em solução de 0,6M de NaCl. Ruptura da camada passiva ocorre junto ao E_{corr} .

Fonte: Autor.

Comportamentos semelhantes foram identificados nos estudos realizados por (KIM *et al.*, 2013) com a liga AA 5052-O, e por (JORDAN, 2016) com a liga AA 5050 ao utilizar solução salina de 0,6M de NaCl como eletrólito nos ensaios eletroquímicos. Os pesquisadores observaram um grande aumento da densidade de corrente a partir do potencial de corrosão durante os ensaios de polarização, indicando potenciais

semelhantes entre E_{corr} e E_{pite} , nesse eletrólito. O mesmo resultado foi encontrado ao estudar a liga AA5050.

(LEE; PYUN, 2000) avaliaram a adição de íons de sulfato em solução salina de 0,01M NaCl em ensaios potenciodinâmicos com alumínio puro e observaram um aumento da região passiva proporcionando uma melhor distinção entre E_{corr} e E_{pite} . (REIS; MARTINS; COSTA, 2017) em estudos realizados com a liga AA7075 observaram através das curvas de polarização que no meio aquoso contendo somente 0,01M NaCl ocorre um intenso ataque corrosivo já no potencial de corrosão, enquanto ao utilizar a solução de 0,1M Na₂SO₄ + 0,01M NaCl, a quebra do filme passivo ocorre em valores acima do potencial de corrosão, podendo assim identificar as regiões de passivação anódica e transpassivação. Os autores sugerem que devido a adsorção dos íons de sulfato a superfície metálica esses retardam a quebra do filme passivo do alumínio pelos íons de cloreto.

(VACCHI, 2017) em estudos realizados para avaliação da corrosão por pite em solda por fricção em juntas dissimilares composta por AA5754 H22 x Ti-6Al-4V cita a importância do uso da solução de 0,1M Na₂SO₄ + 0,01M NaCl como eletrólito nos ensaios de polarização em virtude do objetivo de obtenção e identificação dos valores de E_{corr} e E_{pite} . Desta forma, para os ensaios deste trabalho, optou-se então pelo eletrólito com 0,1M Na₂SO₄ + 0,01M NaCl, a qual levou a resultados satisfatórios, conforme descrito na seção a seguir.

4.5.2 Ensaio de polarização finais.

O comportamento à corrosão dos materiais de base e das juntas soldadas foram investigados através de ensaios de polarização em circuito aberto e polarização potenciodinâmica. Devido à baixa repetibilidade dos ensaios potenciodinâmicos foram realizadas seis medições para cada tipo de junta e material de base. Com os valores obtidos foram calculados a média e o desvio padrão de E_{corr} , e E_{pite} , e são apresentados na Tabela 14.

Tabela 14 - Valores médios de E_{corr} e E_{pite} , para os metais de base, juntas similares e dissimilares.

	Amostra	$E_{corr_médio}$ (V)	$E_{pite_médio}$ (V)	$E_{corr_médio} - E_{pite_médio}$ (V)
MB	AA 5052 F	-0,475±0,10	-0,236±0,11	-0,239
	AA 5083 H111	-0,423±0,07	-0,215±0,06	-0,208
Junta Dissimilar	D50	-0,546±0,13	-0,230±0,06	-0,317
	D40	-0,543±0,02	-0,236±0,07	-0,316
	D30	-0,550±0,08	-0,211±0,04	-0,339
Junta Similar	S50	-0,497±0,10	-0,219±0,04	-0,278
	S40	-0,514±0,07	-0,229±0,05	-0,285
	S30	-0,540±0,16	-0,224±0,04	-0,316

Fonte: Autor.

Os valores médios de E_{corr} dos metais de base obtiveram valores superiores aos das juntas soldadas, sugerindo assim um comportamento mais nobre desses materiais em relação a suscetibilidade à corrosão. Quando comparados as juntas soldadas.

A Figura 73 apresenta o comportamento eletroquímico em ensaios de polarização das ligas de metal base AA 5083 H111 e AA 5052 F, onde se pode verificar um comportamento semelhante nas regiões catódica e anódica em ambas as ligas, porém com um potencial de corrosão mais nobre da liga AA 5083 H111 mesmo com um teor de magnésio superior ao da liga AA 5052 F.

Inicialmente, ao comparar os teores de magnésio das ligas AA 5083 H111 e AA 5052 F, de 5,04% Mg e 2,81 % Mg, respectivamente, levaria a interpretação de que, conforme (DAVIS, 1993), uma quantidade maior de Mg tenderia a uma potencial de corrosão mais ativo. Uma possível precipitação de fase $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ na liga AA 5083 H111 em função seu alto teor de magnésio, e por consequência um comportamento mais anódico em relação a ligas AA 5052 F, também levaria o potencial da liga AA 5083 para parâmetros mais ativos. Entretanto, o resultado obtido no ensaio de polarização sugere que a fase anódica $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ não se faz presente na microestrutura da liga do metal de base AA 5083 H111, ou pelos menos em quantidade suficiente para que possa influenciar o comportamento de corrosão da liga. Esses resultados corroboram com as observações microestruturais realizadas,

onde não foram identificadas a presença dessas fases na microestrutura da liga. Essa hipótese também se apoia outros resultados encontrados na literatura (ZHU *et al.*, 2012)(ENGLER; MILLER-JUPP, 2016)(LI *et al.*, 2018)(SAMIUDDIN *et al.*, 2020).

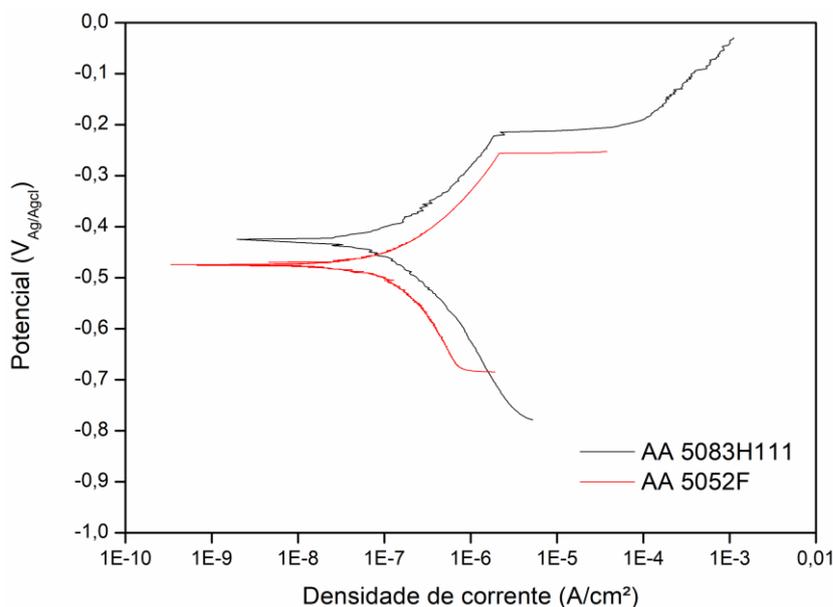


Figura 73 - Comportamento eletroquímico dos metais de base AA 5083 H111 e AA 5052 F. Fonte: Autor.

Alguns fatores podem ajudar a elucidar essa diferença no comportamento eletroquímico. Uma microestrutura de grãos mais refinados com um maior número de contornos promove a formação de um filme passivo mais uniforme e compacto, aumentando a resistência a corrosão da liga (MUSTAFA; CHANDRA; PAULRAJ, 2018)(VACCHI, 2017). Outra condição que possivelmente colabora para o potencial mais nobre da liga AA 5083 H111 em relação à liga AA 5052 F pode ser em função da quantidade superior de manganês contido em cada liga, 0,806 % Mn em peso para AA 5083 e 0,053 % Mn na liga AA 5052. Conforme (DAVIS, 1993), item 2.5, uma quantidade maior em peso de manganês retida em solução sólida torna a liga mais catódica. Portanto, a diferença entre os potenciais de corrosão das ligas, mesmo que pequena, onde o $E_{corr_médio}$ da liga AA 5083 H111 apresenta um comportamento menos anódico, pode ser explicada pelo maior refinamento de grãos em relação à microestrutura da liga AA 5052 F, e pela ação catódica do Mn em solução sólida.

As Figuras 74 75, e 76 mostram as curvas médias dos ensaios de polarização potenciodinâmica obtidas em solução de 0,1M Na₂SO₄ + 0,01M NaCl de no mínimo seis ensaios para cada junta de solda dissimilar D30, D40 e D50. De acordo com

(ABALLE *et al.*, 2003) ensaios de polarização da liga Al-Mg realizados em corpos de prova de área de 1 cm² tendem a apresentar uma grande dispersão. Apesar de serem apresentadas somente as curvas médias, as curvas e a tabela de dados de cada ensaio podem ser acessadas no Apêndice C. Mesmo com essa dispersão, as curvas apresentadas mostram um comportamento muito semelhante entre as juntas, sugerindo não sofrer influência da variação de %EP.

A região de corrente anódica passiva não é muito bem definida e isso é comum em todas as amostras, ficando localizada na faixa média de 1,1E-7 A/cm² a 1,2E-6 A/cm². As curvas mostram um potencial de corrosão de $-0,550 \pm 0,08$ V para D30, $-0,543 \pm 0,02$ V para D40 e $-0,546 \pm 0,13$ V para D50, com uma diferença média entre o limite mínimo e máximo de $E_{\text{corr_médio}}$ de $-0,004$ V. Nos valores médios de E_{pite} temos $-0,211 \pm 0,04$ V para D30, $-0,236 \pm 0,07$ V para D40 e $-0,230 \pm 0,06$ V para D50, com uma diferença média entre os valores mínimo e máximo de $E_{\text{pite_médio}}$ de $-0,025$ V.

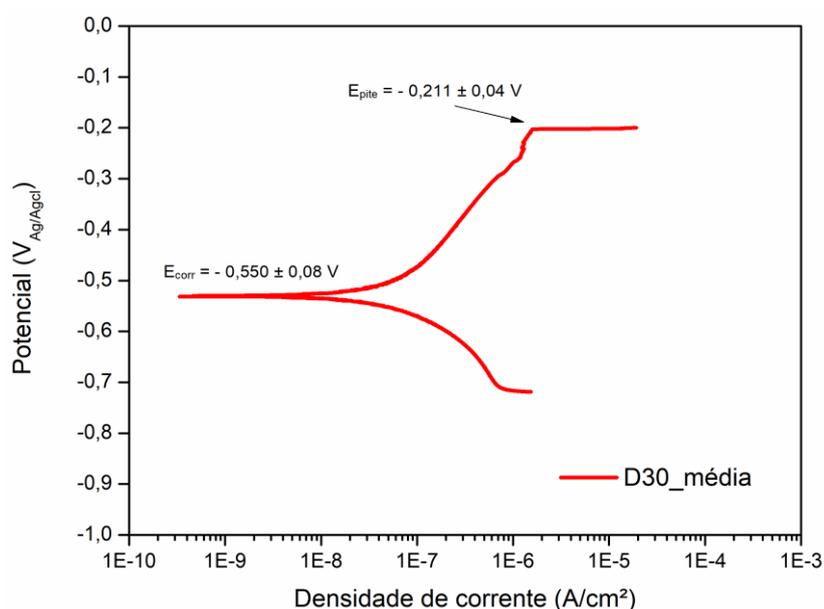


Figura 74 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda dissimilares D30. Fonte :Autor.

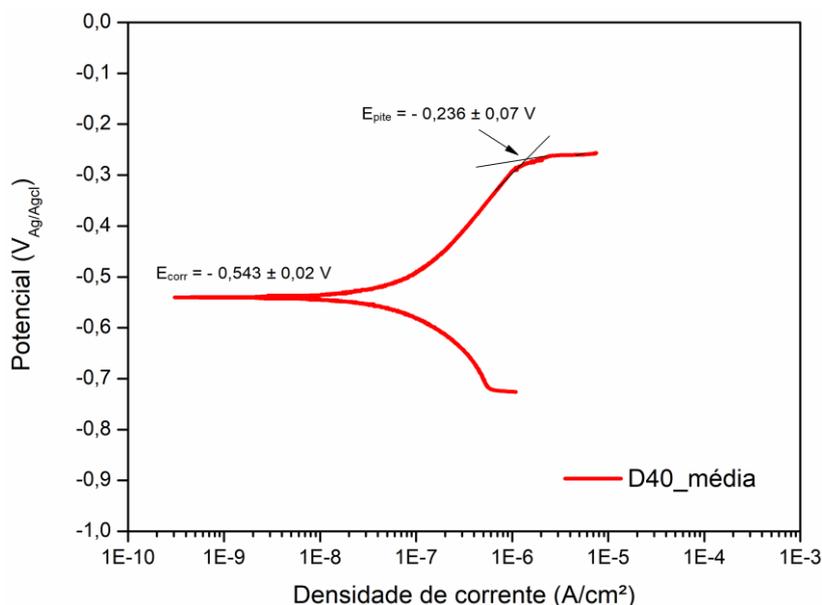


Figura 75 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda dissimilares D40.
Fonte :Autor.

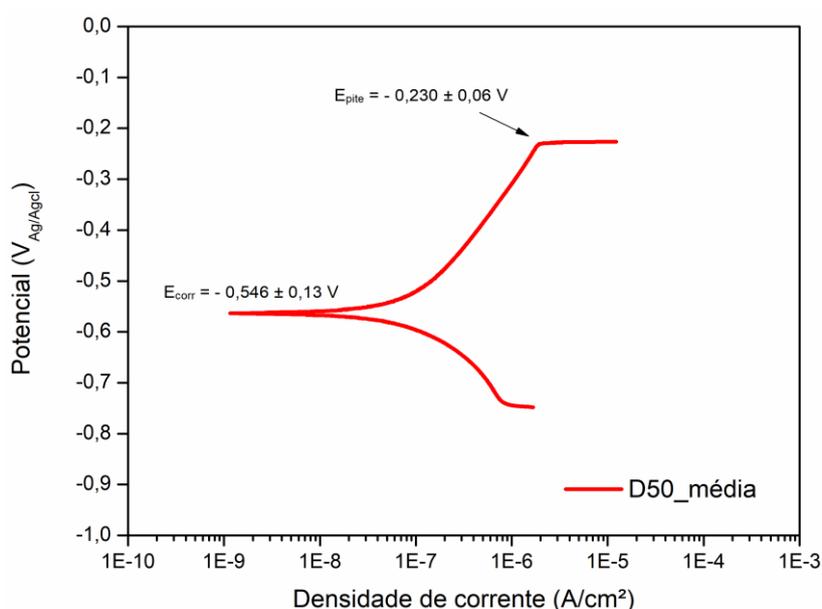


Figura 76 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda dissimilares D50.
Fonte: Autor.

As Figuras 77 78 e 79 mostram as curvas médias dos ensaios de polarização potenciodinâmica das juntas de solda similares obtidas nas mesmas condições que as juntas dissimilares. Semelhante às juntas dissimilares, as curvas das juntas de solda similares também apresentam uma região anódica passiva não bem definida na faixa média entre $1,1E-7$ A/cm² e $1,3E-6$ A/cm². As curvas mostram um potencial de corrosão de $-0,540 \pm 0,16$ V para S30, $-0,514 \pm 0,07$ V para S40 e $-0,497 \pm 0,10$ V para S50, apresentando uma diferença média entre o limite mínimo e máximo de

$E_{\text{corr_médio}}$ de -0,043 V. Os valores médios de E_{pite} são -0,224 V para S30, -0,229 V para S40 e -0,219 V para S50, com uma diferença média entre os valores mínimo e máximo de $E_{\text{pite_médio}}$ de -0,01 V.

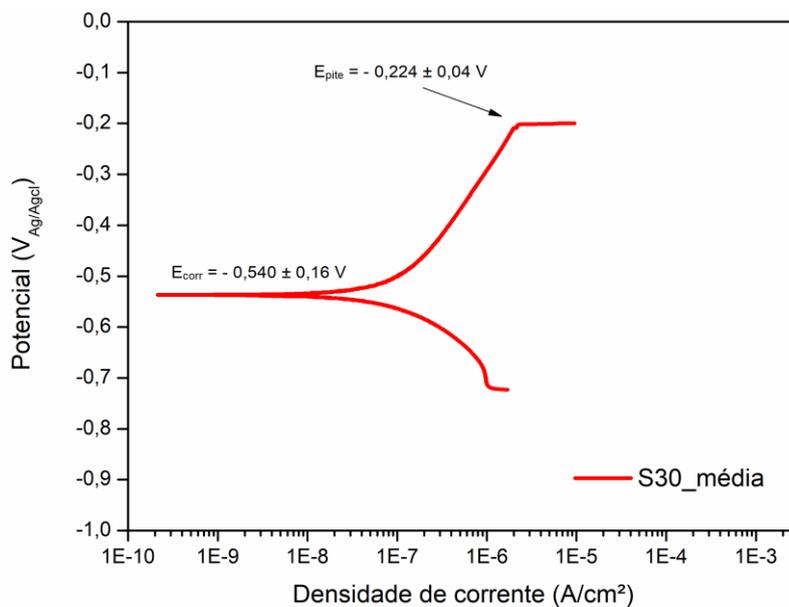


Figura 77 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda similares S30. Fonte: Autor.

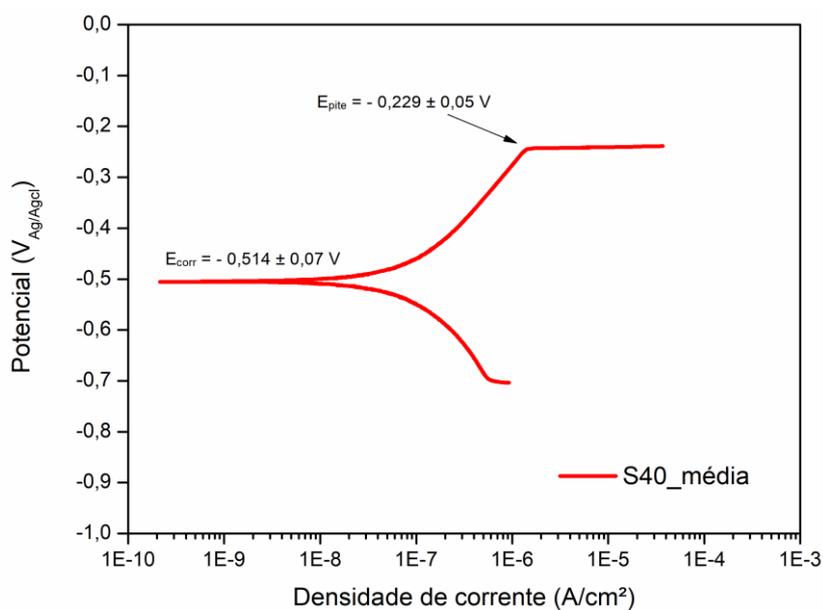


Figura 78 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda similares S40. Fonte: Autor.

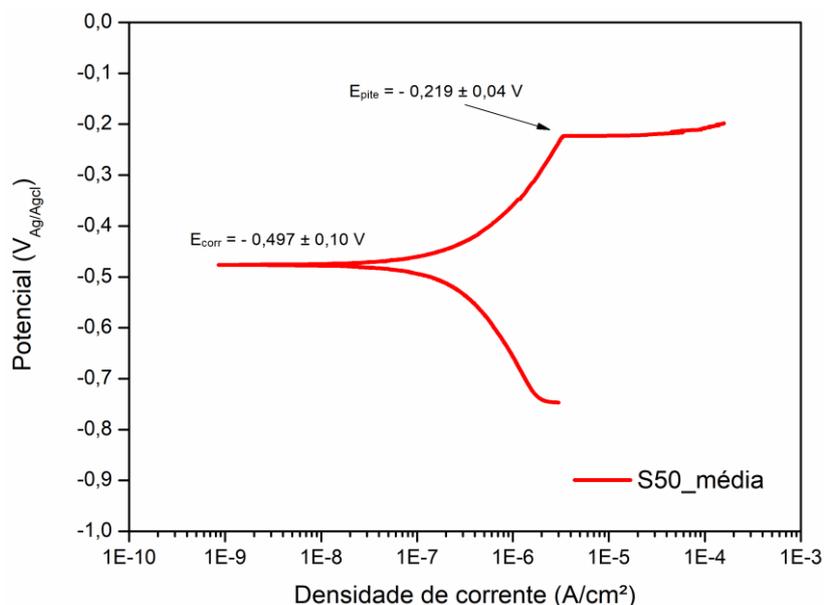


Figura 79 - Curva média de polarização potenciodinâmica das juntas de solda similares S50. Fonte: Autor.

A Figura 80 mostra graficamente um comparativo dos valores médios de E_{corr} e E_{pite} entre os metais de base e as juntas de solda similares e dissimilares. Os metais de base são mais nobres do que as juntas soldadas sejam elas similares ou dissimilares, sugerindo que a região do metal de solda caracteriza-se por ser mais anódica em relação aos metais de base de caráter mais catódico no conjunto de solda. (HAKEM *et al.*, 2022) observaram as mesmas características anódicas para o metal de solda ER 5183 adicionado na junta com ao metal de base AA 5086 (4,3% Mg) e AA 6061 T6 (0,7% Si e 0,9% Mg), soldados pelo processo TIG CA.

É sugerido que essa redução do potencial de corrosão seja governada pelas características do metal de solda, pois tanto as juntas similares e dissimilares apresentaram comportamento eletroquímicos semelhantes nos ensaios. A microestrutura de grãos mais grosseiros acarretando um número menor de contornos de grãos e uma maior quantidade de precipitados na região de metal de solda parece contribuir para um potencial mais ativo das juntas soldadas. Não foi detectada a presença da fase $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$, pelas técnicas utilizadas, mas a sua possível presença também contribuiria para um comportamento mais anódico da junta.

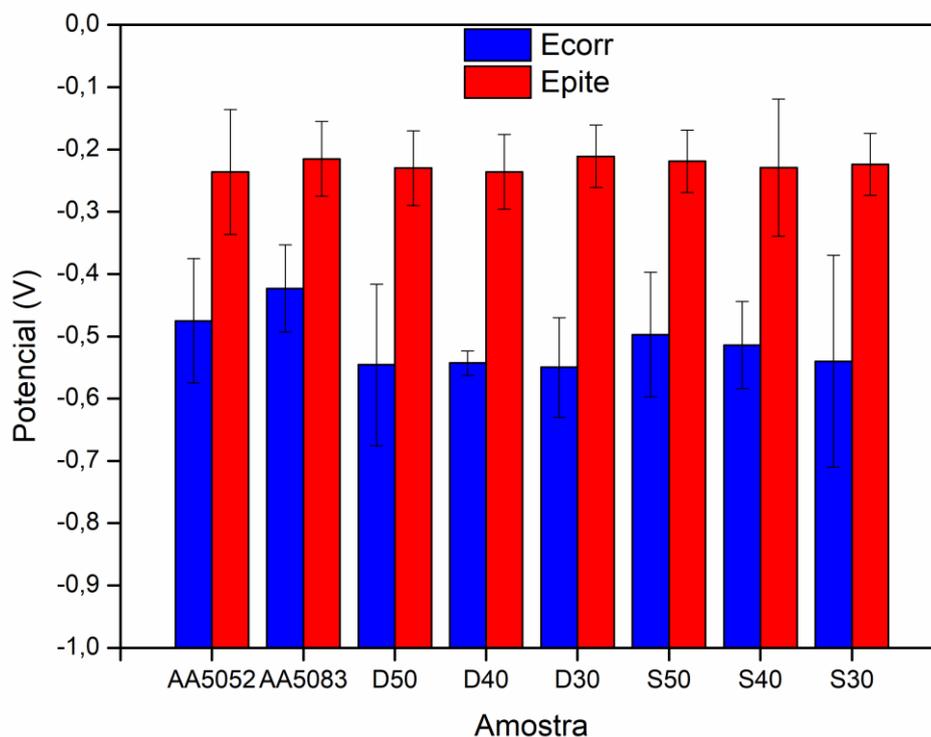


Figura 80 - Potencial de Corrosão (Ecorr) e potencial de pite (Epite) em função dos metais de base e das juntas de solda.
Fonte: Autor.

Conforme o gráfico da Figura 80, o E_{pite} não apresenta variação em relação aos metais de base, e ao tipo de junta. A formação de pites não parece estar correlacionada com a quantidade de precipitados existentes em cada região, pois como mostrado no item 4.2.1 o metal de solda nas juntas dissimilares apresenta uma maior quantidade precipitados do que as ligas de base, principalmente para a liga AA 5052 F. A contagem de partículas realizadas no item 4.2.3.1 mostra uma quantidade maior de partículas para o metal de solda da junta D40. Logo, esses dados não parecem ser relevantes para formação de pites, pois essas observações não refletiram em uma ocorrência padrão de pites tanto na junta D40, como nas regiões de maior densidade de precipitados observada. Ao contrário, a formação de pites nos corpos de prova soldados durante os ensaios polarização se apresentaram de forma randômica, ou seja, foi observado a formação de pite em todas as regiões das juntas independentemente do tipo, similar ou dissimilar, e do %EP aplicado. As imagens da Figura 81 mostram exemplos do tipo de junta e regiões com desenvolvimento de pite observados.

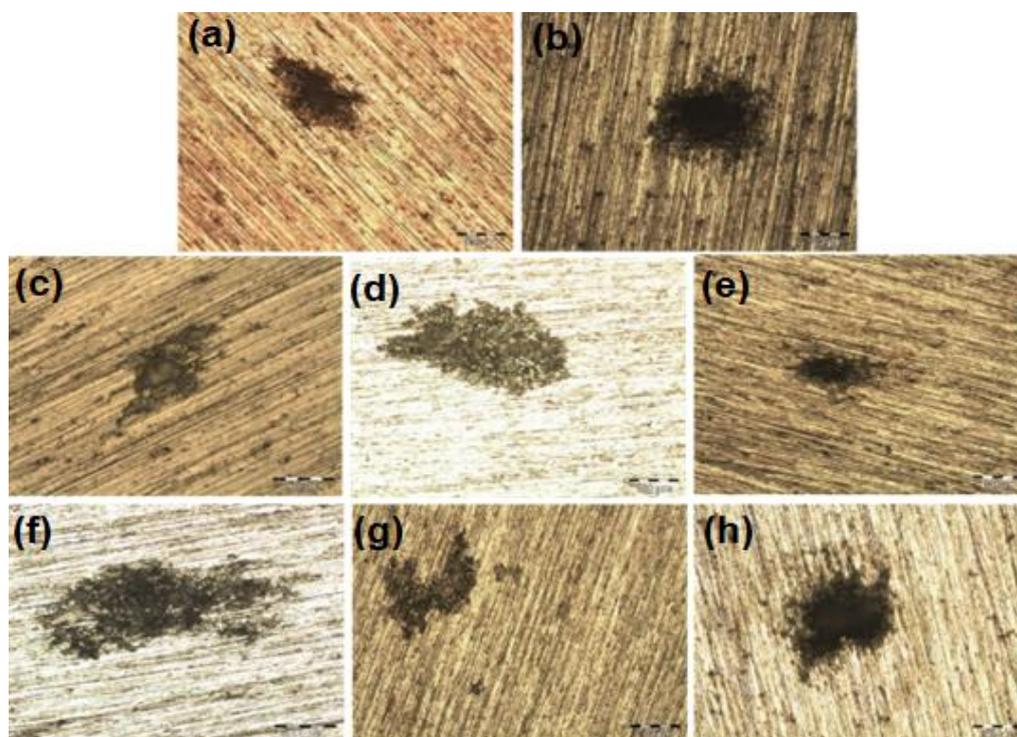


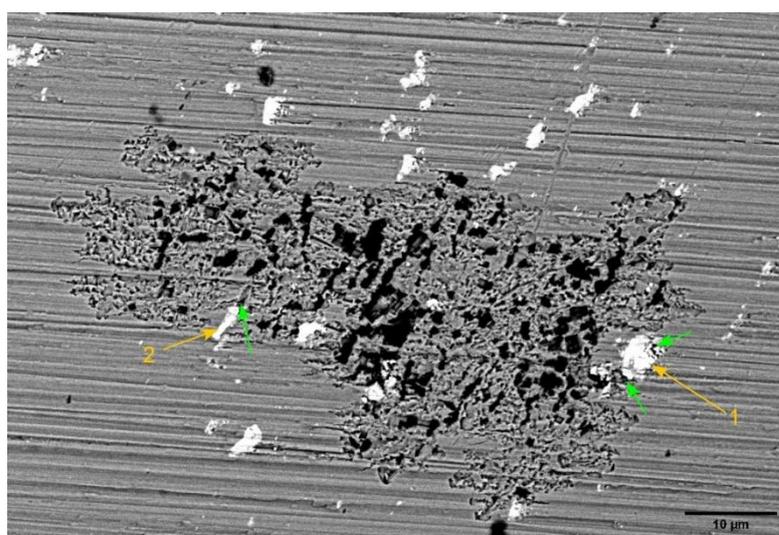
Figura 81 – Ocorrência de corrosão por pite em diversas regiões das juntas de solda. (a) liga AA 5052F; (b) liga AA 5083 H111; (c) junta D50_MB_5083; (d) junta D4_MS; (e) junta D30_MB_50520; (f) junta S40_MB5083; (g) junta S30_MS; (h) junta S50_MB5083.

Fonte: Autor.

Para entender melhor o comportamento de corrosão por pite nas juntas soldadas, foi realizada a caracterização MEV/EDS das amostras logo após os ensaios de polarização potenciodinâmica. Cabe salientar que os ensaios de polarização foram interrompidos logo após o rompimento da camada passiva e consequente iniciação do pite, que é indicada pelo aumento súbito da intensidade de corrente na curva anódica.

Imagens das superfícies expostas das amostras ensaiadas após os ensaios de polarização foram obtidas por MEV onde é possível observar tanto a morfologia da corrosão por pite como a presença de partículas intermetálicas nessa região. Durante as análises observou-se que o ataque corrosivo se dá nas regiões adjacentes aos precipitados metálicos ricos em ferro (tipo Al-MI), como $Al_6(Mn,Fe)$ e Al_3Fe . Conforme (YASAKAU *et al.*, 2007) esses intermetálicos ricos em ferro apresentam um maior potencial em relação à matriz de alumínio, desempenhando o papel de polos catódicos onde ocorre a redução de oxigênio, causando polarização anódica e corrosão da matriz circundante.

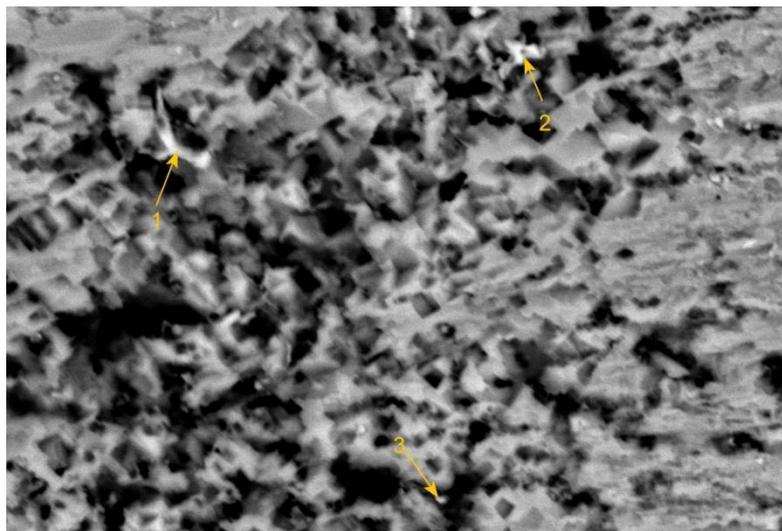
As Figuras de 82 a 85 evidenciam a dissolução da matriz de α -Al circundante às partículas intermetálicas ricas em (Fe,Mn) quando a nucleação de pite se dá no metal de base AA 5083 H111 (5,04 % Mg) ou no metal de solda ER5183 (5,0 % Mg). As fases $Al_6(Mn,Fe)$ foram caracterizadas através de análise prévia por DRX. Já a presença de outras fase ricas em Al(Mn,Fe) com presença de Cr e Si também foram detectadas por EDS na caracterização das amostras antes dos ensaios de polarização, conforme discutido no item 4.2.3.1. O perfil de corrosão observado nessas imagens confirma o caráter catódico dessas partículas em relação à matriz, evidenciando a dissolução do α -Al na região circundante as partículas, onde é possível verificar a presença de valas nas regiões circundantes as partículas. Essas observações estão de acordo com os resultados da literatura (ABALLE *et al.*, 2003) (YASAKAU *et al.*, 2007)(PEREIRA, 2010)(RAMACHANDRAN *et al.*, 2020)(HAKEM *et al.*, 2022).



Composição (em peso) %						
	Al	Mg	Si	Cr	Mn	Fe
1	66,28	0,21	2,97	1,67	12,77	15,56
2	71,56	0,84	1,90	0,96	11,63	11,80

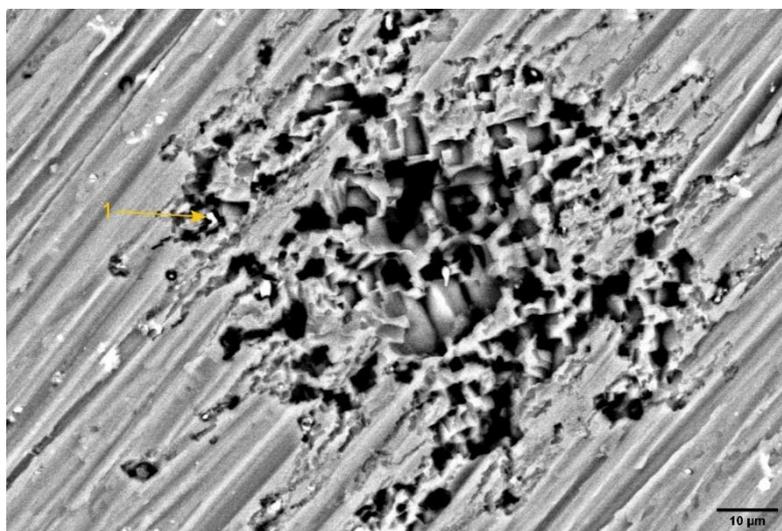
Figura 82 – Morfologia de pite formado na junta S30_MB_5083I. Intermetálicos ricos em (Fe,Mn) com presença de Cr e Si. Início de dissolução da matriz α -Al circundante aos intermetálicos (1) e (2), com indicação em setas verdes.

Fonte: Autor.



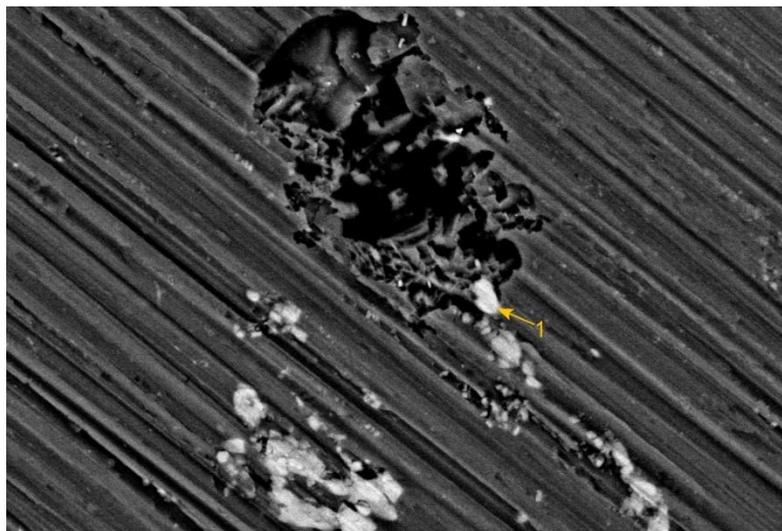
Composição (em peso) %						
	Al	Mg	Si	Cr	Mn	Fe
1	60,29	1,64	---	---	2,60	12,83
2	78,95	2,67	---	---	2,83	9,84
3	85,93	3,38	---	---	1,79	4,72

Figura 83- Morfologia de pite formado na junta D50_MS.
Fonte: Autor.



Composição (em peso) %						
	Al	Mg	Si	Cr	Mn	Fe
1	73,86	3,92	---	---	6,24	9,10

Figura 84 - Morfologia de pite formado na junta S50_MB_5083.
Fonte: Autor.

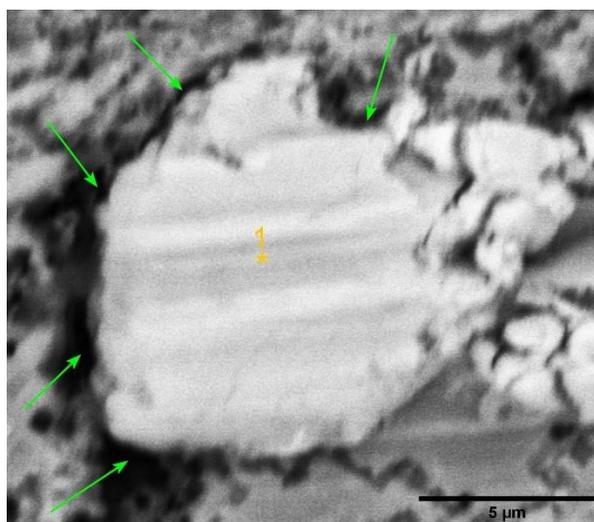


Composição (em peso) %

	Al	Mg	Si	Cr	Mn	Fe
1	73,86	2,21	---	0,24	7,78	7,15

Figura 85 - Morfologia de pite formado na junta D30_MS.
Fonte: Autor.

A Figura 86 apresenta a imagem de MEV em ampliação 4500x de uma partícula intermetálica rica em Fe e Mn, onde se pode observar o início da dissolução da matriz α -Al anódica em torno da partícula catódica Al(Mn,Fe,Cr, Si), indicado pelas setas verdes.



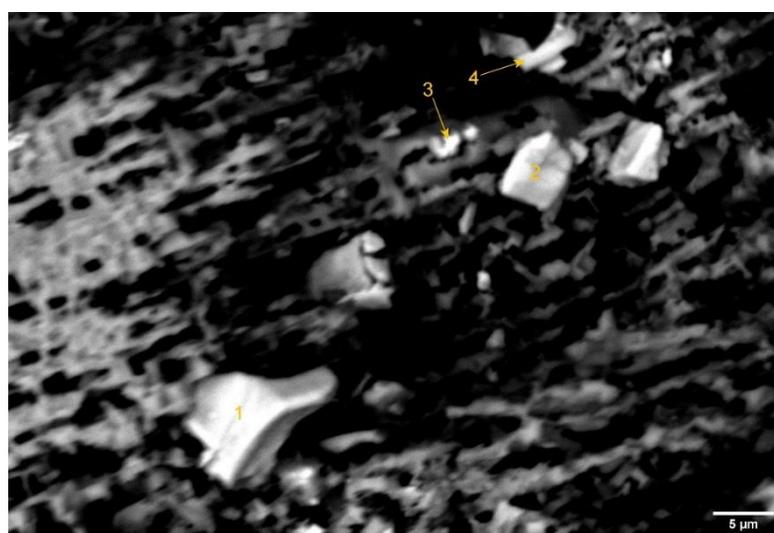
Composição (em peso) %

	Al	Mg	Si	Cr	Mn	Fe
1	66,40	---	3,55	1,10	10,30	13,88

Figura 86 Fase intermetálica Al(Mn,Fe,Cr,Si), rica em Fe e Mn. Setas verdes indicando o início da dissolução anódica da matriz α -AL.
Fonte: Autor.

As fases intermetálicas presentes na liga de base AA 5052 F são predominantemente Mg_2Si e Al_3Fe , este último sendo predominante. A fase Mg_2Si com comportamento anódico inicialmente com dissolução seletiva de magnésio e posteriormente com a presença de enriquecimento de local de Si acarretaria a dissolução da matriz. Através de análise de EDS foram realizados mapeamento por área junto a região de pites (não apresentados neste trabalho) a fim de verificar a existência de partículas ricas em Si, que poderia comprovar a ação de corrosão da Mg_2Si , na iniciação e formação dos pites. Entretanto, nada foi detectado ou identificado nesse sentido.

Portanto, a ocorrência de corrosão por pite no metal de base AA 5052 F em juntas dissimilares também foi evidenciada com parâmetros de morfologia e mecanismo de corrosão semelhante ao que ocorre na liga AA 5083 H111 e no metal de base ER 5183, ou seja, corrosão alcalina entre um precipitado catódico rico em Fe e a dissolução anódica da matriz na região circundante aos intermetálicos, conforme é mostrado na Figura 87.



Composição (em peso) %						
	Al	Mg	Si	Cr	Mn	Fe
1	63,14	---	---	---	---	28,40
2	88,29	1,66	---	---	---	5,24
3	81,03	1,23	---	---	---	17,74
4	74,58	1,11	---	---	---	21,09

Figura 87 - Fases intermetálicas ricas em Fe. Junta soldada D40_AA5052.
Fonte: Autor.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Baseado nas investigações teóricas e experimentais realizadas ao longo da execução deste trabalho, buscou-se avaliar o efeito da variação do tempo de atuação da polaridade positiva no comportamento mecânico e em corrosão de juntas compostas por ligas Al-Mg com diferentes teores de Mg soldadas pelo processo TIG CA. Portanto, a partir dos resultados obtidos pode-se concluir que:

- A variação de 30, 40 e 50% de EP durante o procedimento de soldagem mostrou ter influência direta nas larguras do cordão de solda e na faixa de limpeza catódica das juntas soldadas. Portanto, um tempo maior de atuação de EP ocasiona um maior espalhamento do arco sobre a região de solda, proporcionando a extração de elétrons de múltiplos pontos ou manchas catódicas geradas na superfície cada vez mais distante do centro do cordão, logo, isso tende a promover um aumento conjunto da largura do cordão e na largura de limpeza catódica.
- Os tipos de junta (similares ou dissimilares) não tiveram influência dimensional ou geométrica no cordão e na faixa de limpeza catódica, que se apresentaram simétricas em relação à linha de centro da solda em todas as amostras dissimilares e similares confeccionadas. Logo, entende-se que a diferença de teores de elementos de ligas presentes nas ligas AA5052 F e AA 5083 H111 não interferem na ação do arco.
- Os cordões de solda de face e lado reverso não apresentaram diferenças significativas na morfologia microestrutural e na distribuição de precipitados nas microestruturas do metal de solda e ZTA entre os dois cordões de solda de cada junta. As morfologias das regiões de solda nos três parâmetros de variação de %EP 30%, 40% e 50% mostraram as mesmas características, apresentando uma estrutura levemente colunar epitaxial junto à linha de fusão entre MB e MS, e uma morfologia equiaxial em direção ao centro do cordão de solda. Nas três variações de %EP aplicada às juntas soldadas a formação e distribuição de precipitados no metal de solda mostraram-se uniformemente dispersos na matriz sem precipitação contínua nos contornos de grãos.

- Uma pequena diferença no tamanho de grãos do cordão de face em relação ao cordão de lado reverso foi observada. Enquanto os cordões de face D30, D40 e D50 tiveram valores médios de tamanho de grão de $52,76 \pm 8,52 \mu\text{m}$, $54,38 \pm 13,20 \mu\text{m}$ e $51,78 \pm 8,72 \mu\text{m}$, respectivamente, os cordões do lado reverso tiveram valores pouco menores para D30, D40 e D50, $46,80 \pm 6,64 \mu\text{m}$, $49,25 \pm 8,75 \mu\text{m}$, $45,31 \pm 11,97 \mu\text{m}$, respectivamente. Essa diferença se deve em virtude da velocidade de avanço maior no cordão de lado reverso (14 cm/min, contra 10 cm/min do cordão face) e um chanfro menor do lado reverso. A medição independente de tamanho médio de grão para cada tipo de cordão (face e reverso) mostrou que a variação de %EP não influenciou no tamanho de grão. E somado a isso, não foram evidenciadas diferenças microestruturais significativas nas regiões de metal de solda e ZTA's, em função da variação de %EP, durante as caracterizações microestruturais. Logo, pode-se inferir que o aumento do %EP aplicado nesse estudo não contribui para um maior aporte de calor cedido a peça que possa vir a modificar as propriedades microestruturais da poça e adjacências.
- No metal de solda e ZTA_5083 foi notada a presença predominante de fases intermetálicas ricas em Fe e Mn com algum Cr e/ou Si, com pouca quantidade de fases ricas em Mg e Si. Essas fases foram definidas como $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$, $\text{Al}(\text{Mn,Fe,Cr,Si})$ e Mg_2Si . Na ZTA_5052 ocorre a presença predominante das fases intermetálicas ricas em Fe, definida como Al_3Fe e em pouca quantidade a fase rica em Mg e Si, Mg_2Si .
- A segunda fase $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$, comumente citada na literatura não foi detectada em nenhuma região das juntas analisadas pelas técnicas de caracterização utilizadas.
- Os perfis de dureza das juntas similares e dissimilares não apresentaram alterações significativas com a variação de %EP, podendo inferir que o %EP não influencia nesta propriedade da junta.
- Os metais de solda das juntas dissimilares apresentaram valores de dureza semelhantes para todos os cordões de lado da face e reverso, independente do %EP aplicado. Logo pode-se inferir que não só a

variação de %EP aplicada não influenciou na dureza do metal de solda, bem como, a pequena diferença encontrada no tamanho médio de grãos entre os cordões de face e reverso não são significativas.

- O metal de base AA 5052 F é a região mais fraca da junta dissimilar quando submetida aos ensaios de resistência à tração. Nas juntas dissimilares o metal de solda não é a zona mais fraca da junta devido ao maior teor de magnésio do metal de adição (5,0 % Mg) em relação ao metal de base AA 5052 (2,81% Mg).
- Todas as juntas similares submetidas a ensaios de tração romperam no metal de solda, logo, confirmando ser esta a região mais fraca da junta. Os valores de resistência máxima a tração para as juntas similares S30, S40 e S50, foram de 286,52 MPa, 291,03 MPa e 290,58 MPa, respectivamente, mostrando não haver influência da variação de %EP na resistência à tração juntas soldadas analisadas.
- Os ensaios de polarização das amostras soldadas mostraram que o comportamento eletroquímico das juntas é governado pela região do metal de solda, e não apresentou diferenças significativas em função do das ligas de base que compõem a junta, bem como da variação de %EP imposta.
- A ocorrência de pites na superfície das juntas é independente da quantidade de precipitados da região.
- Foi observado que a iniciação e propagação de pites se dá através da formação de par galvânico entre fases intermetálicas catódicas ricas em Fe como $Al_n(Mn,Fe)$, Al_nFe , com matriz de α -Al, que irá sofrer dissolução nas áreas circundantes a essas fases.
- a variação do %EP de 30%, 40% e 50% no processo de soldagem TIG CA não apresentou influência nas propriedades mecânicas, microdureza e resistência a tração, bem como na suscetibilidade à corrosão por pites das ligas soldadas.

- o mecanismo de corrosão por pite nas ligas estudadas se dá em função da presença de fases intermetálicas catódicas ricas em Fe com dissolução da matriz circundante.
- a utilização da liga AA 5052 F como alternativa à liga AA 5083 H111 para compor a junta de solda mostrou-se equivalente em relação ao comportamento de corrosão e iniciação e formação de pites. Já em relação às propriedades mecânicas da junta dissimilar, a mesma apresentou propriedades inferiores em relação à junta similar.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Investigar a correlação entre parâmetros de soldagem e a fadiga sob corrosão em ambientes marinhos em juntas soldadas como processo TIG CA da liga Al-Mg.
- Investigar a influência de outras misturas de gás de proteção associado a variação de %EP no processo TIC CA, nas propriedades mecânicas e de corrosão de juntas similares Al-Mg.
- Investigar a influência da aplicação dos processos TIG pulsado em relação ao processo TIG CA em juntas soldadas das ligas Al-Mg nas propriedades microestruturais e mecânicas das juntas soldadas e à suscetibilidade à corrosão.
- Aplicar outras técnicas de caracterização, como por exemplo microscopia eletrônica de transmissão, para investigar a possível precipitação de fase β -Al₃Mg₂ no metal de solda e ZTA nas juntas dissimilares AA5083 x AA 5052.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABALLE, A. et al. Influence of the cathodic intermetallics distribution on the reproducibility of the electrochemical measurements on AA5083 alloy in NaCl solutions. **Corrosion Science**, v. 45, n. 1, p. 161–180, 1 jan. 2003.

AESH, M. A. OPTIMIZATION OF WELD BEAD DIMENSIONS IN GTAW OF ALUMINUM–MAGNESIUM ALLOY. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 16, n. 5, p. 725–736, 30 set. 2001.

ALCAN. **Manual de Soldagem ALCANJALCAN**, 1993.

ALGENDY, A. Y.; LIU, K.; CHEN, X.-G. Formation of intermetallic phases during solidification in Al-Mg-Mn 5xxx alloys with various Mg levels. **MATEC Web of Conferences**, v. 326, p. 02002, 2020.

ANTONELLO, M. G. et al. VARIAÇÃO DA FREQUÊNCIA DE PULSO NA MANUFATURA ADITIVA DE ALUMÍNIO COM GTAW ALIMENTADO / VARIATION OF PULSE FREQUENCY IN ADDITIVE ALUMINUM MANUFACTURING WITH FEED GTAW. **Brazilian Journal of Development**, v. 6, n. 11, p. 90117–90130, 2020.

ASM HANDBOOK. **Welding, Brazing and Soldering**. [s.l.] ASM International, 1993. v. 6

BRENT L. ADAMS ET AL. **Metallography and Microstructures**. [s.l.] ASM International, 2004.

BRITO, C. **Parâmetros Térmicos e Microestruturais na Solidificação Transitória de Ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e Correlação com Resistências Mecânica e à Corrosão**. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2016.

ÇAM, G.; İPEKOĞLU, G. Recent developments in joining of aluminum alloys. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 91, n. 5–8, p. 1851–1866, 2017.

CHO, J.; LEE, J. J.; BAE, S. H. Heat input analysis of variable polarity arc welding of aluminum. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 81, n. 5–8, p. 1273–1280, 2015.

CIRINO, L. M. **ESTUDO DOS EFEITOS DA POLARIDADE NA SOLDAGEM COM CORRENTE CONTÍNUA E ALTERNADA PELOS PROCESSOS TIG E MIG/MAG**. [s.l.] UFSC-UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA, 2009.

COSTA, P. H. S. DA. **ESTUDO DOS PROCESSOS TIG ALIMENTADO E MIG-P CC + APLICADOS AO PASSE DE RAIZ NA LIGA AA5052**. [s.l.] Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2015.

CROSS, C. E.; KOHN, M. L. Selection and Weldability of Non-Heat-Treatable Aluminum Alloys. In: **Welding, Brazing, and Soldering**. Ohio, USA: ASM International, 1993. v. 6p. 537–540.

DAVIS, J. . **ASM Specialty Handbook_Aluminum and Aluminum Alloys**. 4. ed. Ohio, USA: ASM Internationa, 1993.

DUTRA, J. C.; CIRINO, L. M. H.; GONÇALVES E SILVA, R. H. AC-GTAW of aluminium - New perspective for evaluation of role of positive polarity time. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, n. 7, p. 632–637, 2010.

ENGLER, O.; MILLER-JUPP, S. Control of second-phase particles in the Al-Mg-Mn alloy AA 5083. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 689, p. 998–1010, 2016.

EZUBER, H.; EL-HOUD, A.; EL-SHAWESH, F. A study on the corrosion behavior of aluminum alloys in seawater. **Materials and Design**, v. 29, n. 4, p. 801–805, 2008.

FEISTAUER, E. E. **PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS COM DIFERENÇA DE ESPESSURA PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ATRITO LINEAR COM MISTURA EM LIGAS DE Al-Mg PARA APLICAÇÃO NA CONSTRUÇÃO NAVAL**. [s.l.] Universidade Federal de Sergipe, 2014.

FERRARIS, S.; VOLPONE, L. M. Aluminum alloys in third millennium shipbuilding: materials, technology, perispectives. **The Fifth International Forum on Aluminum Ships**, p. 1–11, 2005.

FIGUEREDO, K. M. **MAPEAMENTO DOS MODOS DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA NA SOLDAGEM MIG DE ALUMÍNIO**. [s.l.] Universidade Federal de Uberlândia, 2000.

GOU, W.; WANG, L. Effects of welding currents on microstructure and properties of 5052 aluminum alloy TIG welded joint. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 772, n. 1, 2020.

GRASSERBAUER, J. et al. Influence of fe and mn on the microstructure formation in 5xxx alloys—part ii: Evolution of grain size and texture. **Materials**, v. 14, n. 12, 2021.

HAKEM, M. et al. Welding and characterization of 5083 aluminum alloy. **METAL 2012 - Conference Proceedings, 21st International Conference on Metallurgy and Materials**, n. January 2012, p. 1478–1484, 2012.

HAKEM, M. et al. Effect of microstructure and intermetallic precipitates on the electrochemical behavior of dissimilar AA6061-T6/ER5183/AA5086-H32 aluminum TIG weld. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 121, n. 9–10, p. 7005–7018, 2022.

J.R.DAVIS. **ASM Specialty Handbook_Aluminum and Aluminum Alloys**. 4. ed. [s.l.] ASM International, 1998.

JEBARAJ, A. V. et al. Mechanical and corrosion behaviour of aluminum alloy 5083 and its weldment for marine applications. **Materials Today: Proceedings**, v. 22, p. 1470–1478, 2020.

JONES, R. H.; VETRANO, J. S.; WINDISCH, C. F. Stress Corrosion Cracking of Al-Mg and Mg-Al Alloys. n. December, p. 9–10, 2004.

JORDAN, A. Microstructure Characterization and Corrosion Properties of Two Recycled Aluminium Alloys AA5050 and AA6011. **PhD Thesis**, 2016.

KATSAS, S.; NIKOLAOU, J.; PAPADIMITRIOU, G. Corrosion resistance of repair welded naval aluminium alloys. **Materials & Design**, v. 28, n. 3, p. 831–836, 1 jan. 2007.

KIM, S.-J. et al. Mechanical and electrochemical characteristics in sea water of 5052-O aluminum alloy for ship. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 23, n. 3, p. 636–641, mar. 2013.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. second ed. New Jersey, USA: A JOHN WILEY & SONS, 2003.

KUMAR, A.; SUNDARRAJAN, S. Effect of welding parameters on mechanical properties and optimization of pulsed TIG welding of Al-Mg-Si alloy. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 42, n. 1–2, p. 118–125, 2009.

LEE, B.-H. et al. Role of Mg in simultaneously improving the strength and ductility of Al–Mg alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 657, p. 115–122, mar. 2016.

LEE, W.; PYUN, S.-I. Effects of sulphate and molybdate ion addition on the pitting corrosion of pure aluminium in 0.1 M NaCl solution. **Electrochimica Acta**, v. 45, p. 1901–1910, 2000.

LI, Y. et al. The Effect of Homogenization on the Corrosion Behavior of Al–Mg Alloy. **Physics of Metals and Metallography**, v. 119, n. 4, p. 339–346, 2018.

LIN, W.; LIPPOLD, J.; BAESLACK, W. An evaluation of heat-affected zone liquation cracking susceptibility, Part 1: Development of a method for quantification. **Welding Journal (Miami); (United States)**, v. 72:4, n. April, p. 135–153, 1993.

LIU, J.; KOU, S. Effect of diffusion on susceptibility to cracking during solidification. **Acta Materialia**, v. 100, p. 359–368, 2015.

LIU, Y. et al. Effect of Mn and Fe on the formation of Fe- and Mn-rich intermetallics in al-5Mg-Mn alloys solidified under near-rapid cooling. **Materials**, v. 9, n. 2, 2016.

LIYAKAT, N. A.; VEEMAN, D. **Improvement of mechanical and microstructural properties of AA 5052-H32 TIG weldment using friction stir**

processing approach *Journal of Materials Research and Technology*, 2022.

LUCIANO MACHADO CIRINO, J. C. D. A Influência do Tempo de Atuação da Polaridade Positiva na Soldagem TIG CA do Alumínio. **Soldagem & Inspeção**, v. 14, n. 2, p. 131–139, 2009.

LUIJENDIJK, T. Welding of dissimilar aluminium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 103, n. 1, p. 29–35, jun. 2000.

LYNDON, J. A. A. et al. Electrochemical behaviour of the β -phase intermetallic (Mg₂Al₃) as a function of pH as relevant to corrosion of aluminium-magnesium alloys. **Corrosion Science**, v. 70, p. 290–293, maio 2013.

MARTINS, F. **Minimização de trincas de solidificação em liga de alumínio soldada (GTAW) com corrente alternada**. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2000.

MARTINS, N. C. E. **soldadura de ligas de alumínio de construção naval**. [s.l.] Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, Portugal, 2008.

MIYASAKA, F.; OKUDA, T.; OHJI, T. Effect of current wave-form on AC TIG welding of aluminium alloys. **Welding International**, v. 19, n. 5, p. 370–374, maio 2005.

MODENESI, PAULO J.; MARQUES, PAULO V.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem Universidade Federal de Minas Gerais Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte, MG, Br: [s.n.].

MODENESI, P. J. 2. Introdução à Física do Arco Elétrico E sua Aplicação na Soldagem dos Metais. **Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG**, p. 159, 2009.

MUSTAFA, U.; CHANDRA, M.; PAULRAJ, S. Influence of Filler Wire Diameter on Mechanical and Corrosion Properties of AA5083-H111 Al–Mg Alloy Sheets Welded Using an AC Square Wave GTAW Process. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 71, n. 8, p. 1975–1983, 2018.

NUNES, R.; ADANS, J. H.; ET AL. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. United States of America: ASTM International, 1990. v. 2

OLIVEIRA, W. C. **Estudo Do Efeito De Fluxos Na Soldagem Atig De Alumínio**. [s.l.] UFMG, 2007.

PAN, J. et al. Simulation and analysis of heat transfer and fluid flow characteristics of variable polarity GTAW process based on a tungsten-arc-specimen coupled model. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 96, p. 346–352, 2016.

PEASURA, P.; WATANAPA, A. Influence of shielding gas on aluminum alloy

5083 in gas Tungsten arc welding. **Procedia Engineering**, v. 29, p. 2465–2469, 2012.

PEREIRA, J. M. M. . **Estudo das ligas de alumínio aplicadas em construção naval nomeadamente na resistência à corrosão em estruturas navais soldadas.** [s.l.] Universidade Nova de Lisboa, 2010.

PRIYOTOMO, G.; GEDE PUTRAYASA ASTAWA, I. N. THE EFFECT OF Fe-ENRICH PHASE ON THE PITTING CORROSION RESISTANCE OF Al ALLOY IN VARIOUS NEUTRAL SODIUM CHLORIDE SOLUTIONS. **International Journal of Science and Engineering**, v. 7, n. 2, p. 143–149, 2014.

QIONG GAO, Q. G. et al. Investigation of latest generation pulsed fiber laser in dissimilar joining of Al and Mg alloys. **Chinese Optics Letters**, v. 16, n. 6, p. 061401, 2018.

RAMACHANDRAN, D. C. et al. Effect of Microstructural Constituents on Fusion Zone Corrosion Properties of GMA Welded AA 5083 with Novel Al–Mg Welding Wires of High Mg Contents. **Metals and Materials International**, v. 26, n. 9, p. 1341–1353, 2020.

RASTKERDAR, E.; SHAMANIAN, M.; SAATCHI, A. Taguchi optimization of pulsed current GTA welding parameters for improved corrosion resistance of 5083 aluminum welds. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 22, n. 4, p. 1149–1160, 2013.

RAVINDAR, B.; GURURAJ, K. INFLUENCE OF PROCESS PARAMETERS ON ALUMINIUM ALLOY 5083 IN PULSED GAS TUNGSTEN ARC WELDING. **International Journal of Mechanical And Production Engineering**, v. 3, n. July, p. 92–96, 2015.

REIS, L. F.; MARTINS, C. R.; COSTA, I. **AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO LOCALIZADA DA LIGA DE ALUMÍNIO AA7050 - T851 EM DIFERENTES MEIOS.** XII Congresso Brasileiro de Engenharia Química em Iniciação Científica UFSCar – São Carlos – SP 16 a 19 de Julho de 2017 **AVALIAÇÃO. Anais...2017**

RESS, J. et al. Intergranular to intragranular pitting corrosion transition mechanism of sensitized aa5083 at 150°C. **Metals**, v. 10, n. 8, p. 1–21, 2020.

SAMIUDDIN, M. et al. Investigação sobre os parâmetros do processo de liga de alumínio soldada por TIG através da caracterização mecânica e microestrutural. **Defence Technology**, jun. 2020.

SAMIUDDIN, M. et al. Investigation on the process parameters of TIG-welded aluminum alloy through mechanical and microstructural characterization. **Defence Technology**, v. 17, n. 4, p. 1234–1248, ago. 2021.

SAVI, B. M. **DESENVOLVIMENTO TECNOLÓGICO PARA SOLDAGEM MIG DE LIGAS DE ALUMÍNIO 5083 H116.** [s.l.] Universidade Federal de Santa Catarina, 2014.

SCOTTI, A.; DUTRA, J. C.; FERRARESI, V. A. Influence of parameter settings on cathodic self-etching during aluminum welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 100, n. 1, p. 179–187, 2000.

SCOTTI, A.; REIS, R. A. DOS. Parameter optimization of AC rectangular wave outputs for aluminum cold wire GTAW. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences**, v. 21, n. 4, p. 664–674, dez. 1999.

SERGIO, C. et al. **SELEÇÃO DOS MATERIAIS Alumínio e Suas Ligas** Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2009.

SHANAVAS, S.; RAJA DHAS, J. E. Weldability of AA 5052 H32 aluminium alloy by TIG welding and FSW process - A comparative study. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 247, n. 1, 2017.

SHE, X. et al. study on microstructure and fracture characteristics of 5083 aluminium alloy thick plate. **Journal of Alloys and Compounds**, p. 8, 2020.

SILVA, A. P.; ROCHA, O. L.; SILVA, S. L. P. **Correlação entre estrutura e microdureza na soldagem do alumínio naval 5052-f**. 21º CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais . **Anais...**Cuiabá, MT, Brasil: 2014

SINGH, L. et al. An evaluation of TIG welding parametric influence on tensile strength of 5083 aluminium alloy. **International Journal of Mechanical, Aerospace, Industrial and Mechatronics Engineering**, v. 7, n. 11, p. 1262–1265, 2013.

TONELLI, L. et al. AA5083 (Al–Mg) plates produced by wire-and-arc additive manufacturing: effect of specimen orientation on microstructure and tensile properties. **Progress in Additive Manufacturing**, v. 6, n. 3, p. 479–494, 2021.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminum**. New York - USA: CRC Press, 2003.

VACCHI, G. S. **AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO LOCALIZADA DO ALUMÍNIO EM JUNTAS DISSIMILARES Al-Ti SOLDADA POR FRICÇÃO POR PONTO (FSpW)**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS, 2017.

WANG, B. et al. Effects of cold rolling and heat treatment on microstructure and mechanical properties of AA 5052 aluminum alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 25, n. 8, p. 2481–2489, 2015.

WANG, L. L.; WEI, J. H.; WANG, Z. M. Numerical and experimental investigations of variable polarity gas tungsten arc welding. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 95, n. 5–8, p. 2421–2428, 2017.

YAN, J.; HODGE, A. M. Study of β precipitation and layer structure formation in Al 5083: The role of dispersoids and grain boundaries. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 703, p. 242–250, maio 2017.

YARMUCH, M. A. R.; PATCHETT, B. M. Variable AC polarity GTAW fusion behavior in 5083 aluminum. **Welding Journal (Miami, Fla)**, v. 86, n. 7, 2007.

YASAKAU, K. A. et al. Role of intermetallic phases in localized corrosion of AA5083. **Electrochimica Acta**, v. 52, n. 27 SPEC. ISS., p. 7651–7659, 2007.

YI, G. et al. Investigation in the pre-existing particles in the A 5083 alloy.pdf. **Journal of Alloys and Compounds**, p. 461–469, 2018.

ZANGRANDI, A. **UM ESTUDO SOBRE O ENDURECIMENTO, O PROCESSAMENTO E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 3XXX TIPO AA 3104 COM ADIÇÕES DE ZINCO.** [s.l.] UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, 2006.

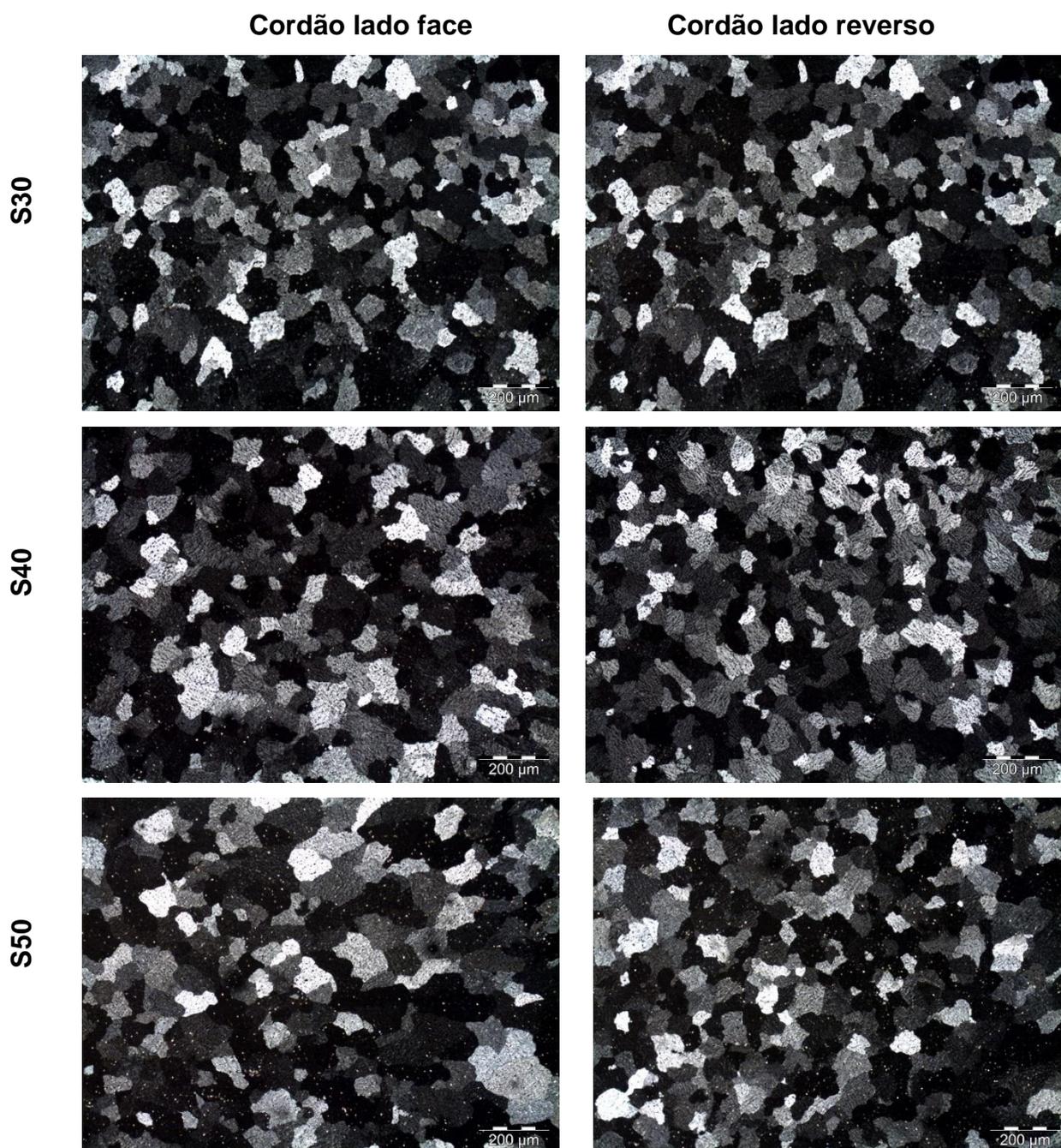
ZHANG, R. et al. A closer inspection of a grain boundary immune to intergranular corrosion in a sensitised Al-Mg alloy. **Corrosion Science**, v. 133, n. May 2017, p. 1–5, 2018.

ZHU, Y. et al. Evaluation of Al₃Mg₂ precipitates and Mn-rich phase in aluminum-magnesium alloy based on scanning transmission electron microscopy imaging. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 43, n. 13, p. 4933–4939, 2012.

APÊNDICES

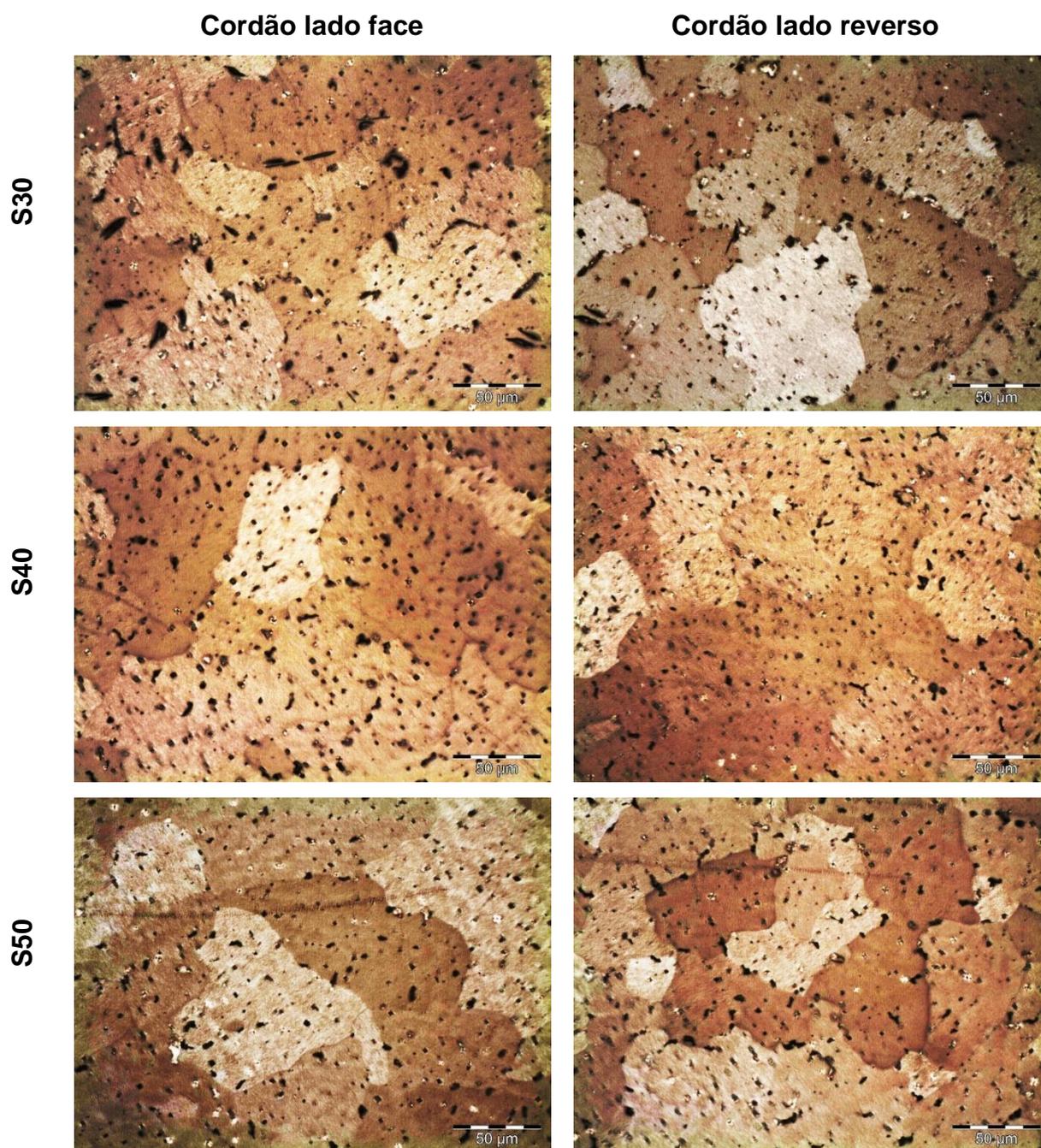
APÊNDICE A – Microscopia ótica das regiões de solda e ZTA das juntas similares.

A1 - Microestrutura do metal de solda das juntas similares S30, S40 e S50. Cordão de face e de lado reverso. Imagens capturadas sob luz polarizada. Ampliação 100X.



Fonte: Autor.

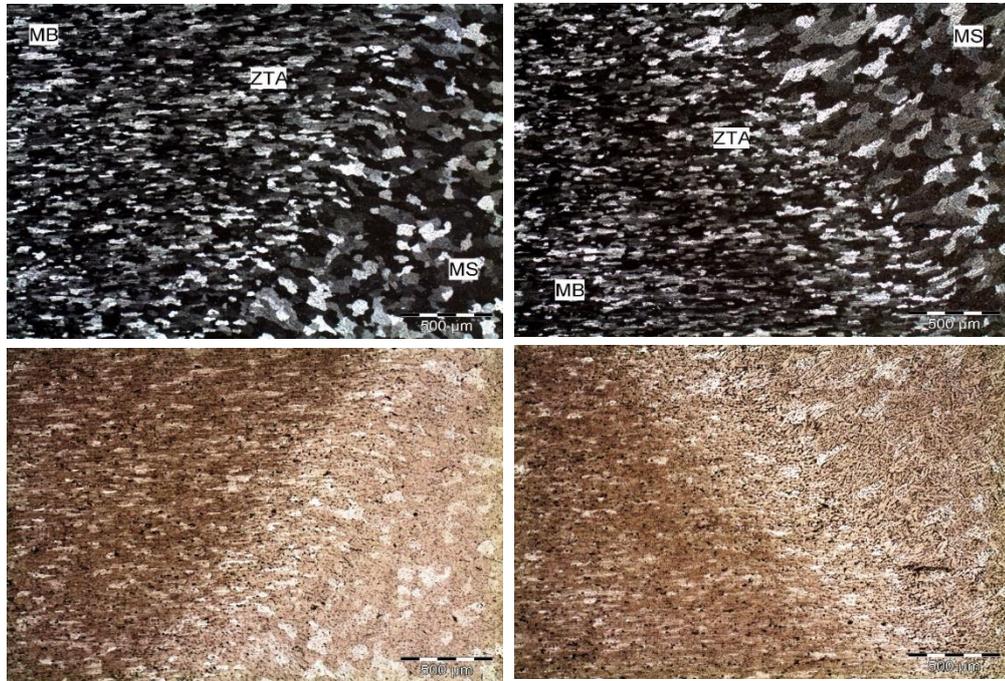
A2 - Microestrutura do metal de solda das juntas similares S30, S40 e S50. Cordão de face e de lado reverso. Imagens capturadas sob luz não polarizada. Ampliação 500X.



Fonte: Autor.

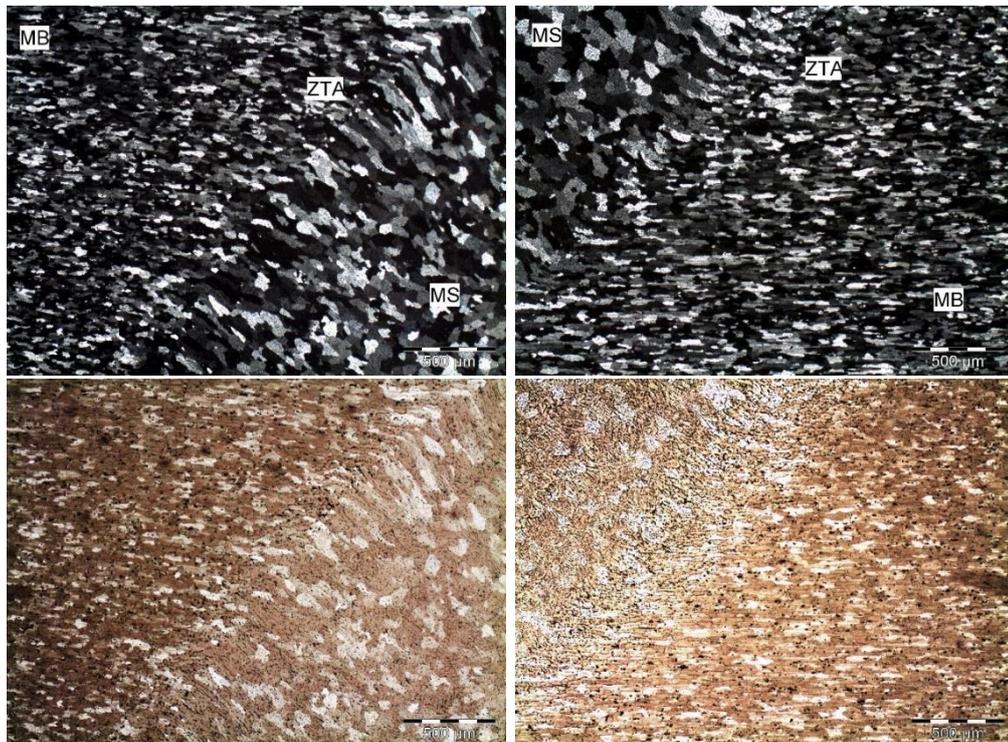
A3 - Microestrutura da zona de interface entre MS e MB AA 5083 H111.
Ampliação 50x.

A3.1 – Junta S30.



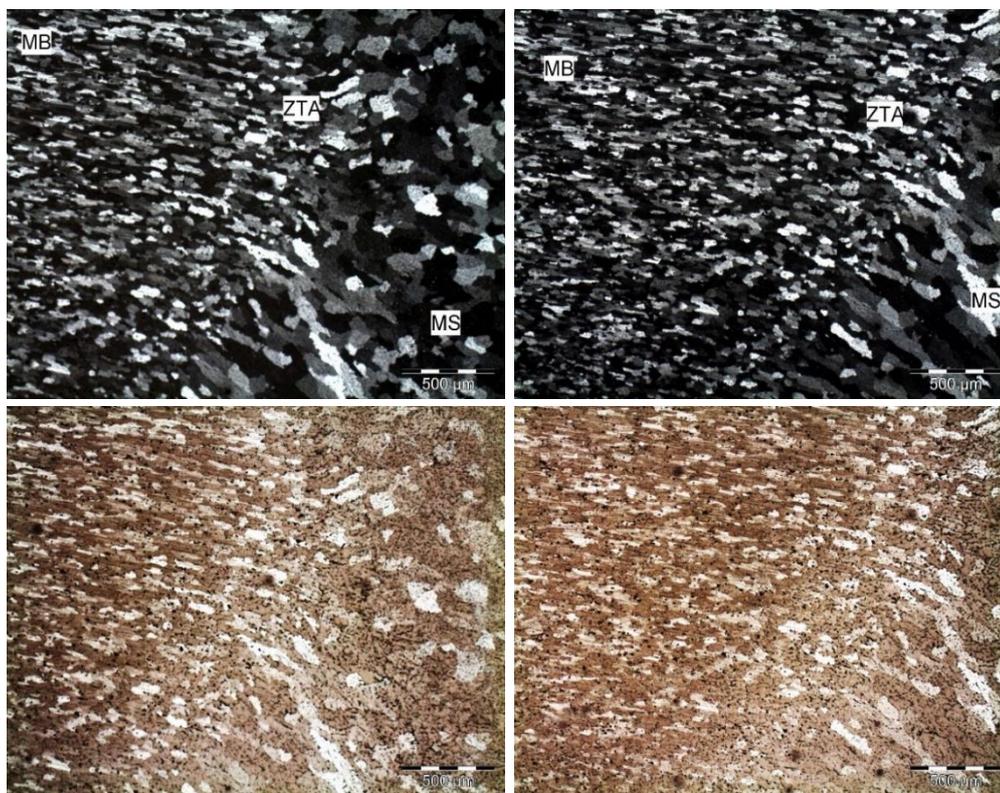
Fonte: Autor.

A 3.2 – Junta S40.



Fonte: Autor.

A 3.3 – Junta S50.



Fonte: Autor.

APÊNDICE B – Tabela de elementos químicos e área dos precipitados de segunda fase identificados (continua).

	Percentual em peso dos elementos químicos presentes (% peso)						área (µm ²)
	Mg	Al	Si	Cr	Mn	Fe	
D30_MS	3,31	84,48			2,38	7,91	15,06
D30_MS	9,78	84,86			0,75		0,8
D30_MS	3,54	94,14			0,72		1,35
D30_MS	4,33	93,45			0,36		---
D30_MS	3,98	92,93			0,52		0,3
D30_MS	2,49	94,35		0,32	0,55	0,07	7,97
D30_MS	14,81	75,87	6,38	0,07	0,26	0,14	4,61
D30_MS	2,62	84,19	0,00	0,47	0,29	0,25	1,83
D30_MS	1,52	48,61	0,00	1,80	0,33	0,53	6,96
D30_MS	8,15	87,12	0,04	0,25	0,78	1,17	7,24
D30_MS	7,78	74,59	1,96	1,02	4,60	8,16	0,96
D30_MS	3,32	84,19	0,46	0,47	2,68	7,86	14,08
D30_MS	6,34	82,68		0,29	2,47	7,33	8,38
D30_MS	4,22	86,62		0,11	1,71	5,29	23,87
D30_MS	4,88	88,75		0,15	1,11	3,46	8,84
D30_MS	4,50	92,49		0,06	0,61	0,21	1,01
D30_MS	7,82	82,13	2,27	0,38	1,77	4,00	1,26
D30_MS	4,39	92,49		0,10	0,63	0,36	1,84
D30_MS	5,31	92,15			0,43	0,17	0,3
D30_MS	13,37	77,80	6,40	0,07	0,21	0,00	2,04
D30_MS	3,74	93,54		0,28	0,38	0,29	1,3
D30_MS	4,65	91,80	0,11	0,02	0,14	0,00	0,81
D30_MS	3,98	93,34		0,04	0,00	0,05	0,05
D30_MS	3,66	92,68		0,07	0,11	0,93	0,71
D30_MS	4,78	90,94		0,37	0,26	1,19	7,09
D30_MS	3,11	86,60	0,52	0,69	0,38	6,04	1,55
D30_MS	2,70	90,79		0,17	0,13	2,28	4,78
D30_MS	3,07	94,19		0,17	0,15	0,11	2,56
D30_MS	2,79	78,89		0,38	0,43	15,40	2,03
D30_MS	4,93	80,76	0,42	0,09	0,28	9,63	5,92
D30_MS	4,93	90,87	0,36	0,06	0,00	0,57	0,4
D40_MS	0,61	74,99		0,51	10,38	13,51	29,05
D40_MS	3,20	89,51			2,53	2,24	6,79
D40_MS	3,61	89,09		0,31	2,10	3,14	9,16
D40_MS	34,77	39,35	20,67				5,9

Tabela de elementos químicos e área dos precipitados de segunda fase identificados (continua).

	Percentual em peso dos elementos químicos presentes (% peso)						área (μm ²)
	Mg	Al	Si	Cr	Mn	Fe	
D40_MS	7,44	85,86			2,47	2,69	1,92
D40_MS	6,72	91,16					2,4
D50_MS	3,67	78,76		0,34	3,96	12,70	11,91
D50_MS	8,65	89,67			0,42		0,47
D50_MS	7,00	91,61					0,09
D50_MS	6,42	90,79			0,64		0,3
D50_MS	3,69	80,55		0,27	3,95	10,58	8,61
D50_MS	12,26	75,11	5,76		1,16	2,60	1,12
D50_MS	6,28	91,26			0,64		0,89
D30_ZTA5052	1,56	77,18		0,39	0,51	18,60	2,95
D30_ZTA5052	2,30	93,07			0,15	2,38	4,76
D30_ZTA5052	2,36	94,44			0,01	0,84	2,95
D30_ZTA5052	2,17	87,61	0,02	0,38	0,31	6,35	1,02
D30_ZTA5052	2,54	95,07					0,18
D40_ZTA5052	36,83	39,30	19,89				9,04
D40_ZTA5052	27,56	47,33	19,58			0,47	5,26
D40_ZTA5052	2,47	93,90				1,04	1,68
D40_ZTA5052	26,11	49,74	13,10				6,01
D40_ZTA5052	2,36	95,43					0,72
D40_ZTA5052	0,26	59,21		1,10	0,36	35,54	35,21
D50_ZTA5052	1,67	78,71		0,65		16,98	8,62
D50_ZTA5052	2,20	93,48				2,16	2,07
D50_ZTA5052	2,13	87,14		0,41		8,42	5,04
D50_ZTA5052	5,31	91,50				1,05	---
D50_ZTA5052	3,66	92,55				1,61	1,33
D30_ZTA5083	8,15	87,69	1,84				8,18
D30_ZTA5083	2,92	84,40		0,32	5,78	5,97	6,04
D30_ZTA5083	4,89	92,68			0,82		0,5
D30_ZTA5083	4,81	93,03					0,03
D30_ZTA5083	3,99	88,81			2,14	2,23	1,86
D30_ZTA5083	2,63	78,66		0,38	8,75	9,46	5,6
D40_ZTA5083	0,31	67,01	2,08	0,67	13,57	14,56	35,75
D40_ZTA5083	4,60	92,39			1,09		1,19
D40_ZTA5083	5,24	92,06			0,99		0,95

Tabela de elementos químicos e área dos precipitados de segunda fase identificados (conclusão).

	Percentual em peso dos elementos químicos presentes (% peso)						área (μm ²)
	Mg	Al	Si	Cr	Mn	Fe	
D40_ZTA5083	1,80	73,55	1,35	0,57	11,54	11,19	26,7
D40_ZTA5083	4,44	93,12			0,56		1,48
D40_ZTA5083	5,22	92,53			0,55		0,05
D40_ZTA5083	4,72	91,76			0,40		0,04
D50_ZTA5083	0,54	65,58	2,75	0,76	13,40	14,86	30,14
D50_ZTA5083	0,75	73,19		0,42	10,99	11,55	17,75
D50_ZTA5083	4,70	88,41			1,43	1,09	3,89
D50_ZTA5083	4,98	91,36			0,91		0,25
D50_ZTA5083	4,87	89,61			0,95		0,07
D50_ZTA5083	4,93	90,13			0,74		0,06
D50_ZTA5083	0,80	74,28			10,24	12,72	20,07
D50_ZTA5083	2,00	77,55		0,34	7,95	8,72	15,37
D50_ZTA5083	4,65	89,17			0,94		---
D50_ZTA5083	16,29	57,55	14,14		0,37		5,84
D50_ZTA5083	5,08	88,84					1,21
D50_ZTA5083	5,75	84,06			2,79	2,82	1,79

Fonte: Autor.

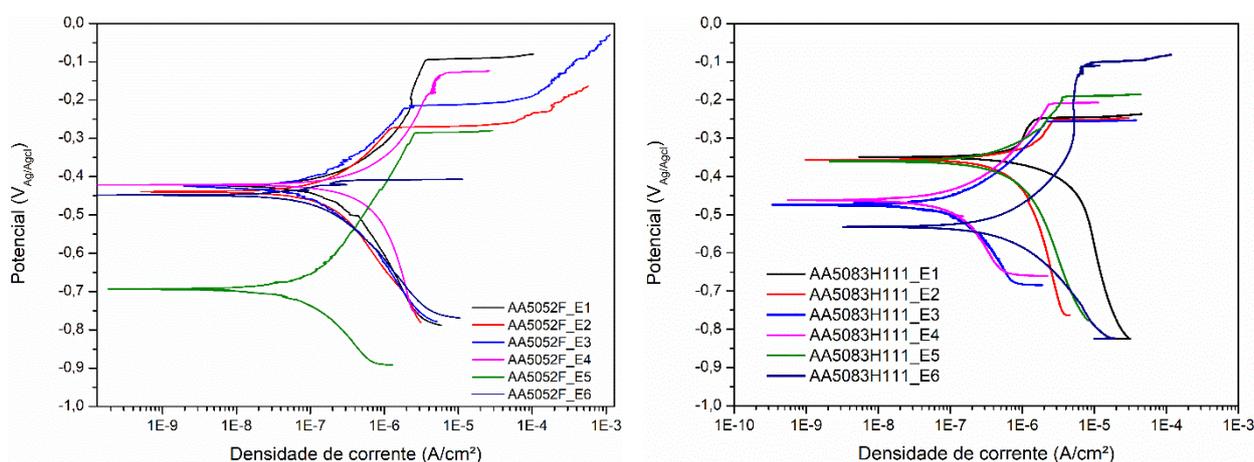
APÊNDICE C – Resultados dos ensaios de polarização

C1.1 - Tabela de valores de E_{corr} e E_{pite} dos ensaios de polarização potenciodinâmica das amostras da liga AA 5052 F e Aa 5083 H111.

	E_{corr}	E_{pite}	$E_{corr}-E_{pite}$
MÉDIA	-0,475	-0,236	-0,239
Desvio Padrão	0,01	0,11	N/A
AA5052 E1	-0,423	-0,095	-0,328
AA5052 E2	-0,4257	-0,215	-0,211
AA5052 E3	-0,440	-0,271	-0,169
AA5052 E4	-0,421	-0,137	-0,284
AA5052 E5	-0,694	-0,285	-0,408
AA5052 E6	-0,449	-0,415	-0,0341

	E_{corr}	E_{pite}	$E_{corr}-E_{pite}$
MÉDIA	-0,423	-0,215	-0,324
Desvio Padrão	0,07	0,06	N/A
AA5083 H111 E1	-0,350	-0,247	-0,102
AA5083 H111 E2	-0,356	-0,285	-0,071
AA5083 H111 E3	-0,476	-0,256	-0,219
AA5083 H111 E4	-0,461	-0,212	-0,249
AA5083 H111 E5	-0,361	-0,192	-0,168
AA5083 H111 E6	-0,532	-0,100	-0,432

C 1.2 - Curvas dos ensaios de polarização potenciodinâmica das amostras da liga AA 5052 F e AA 5083 H111.

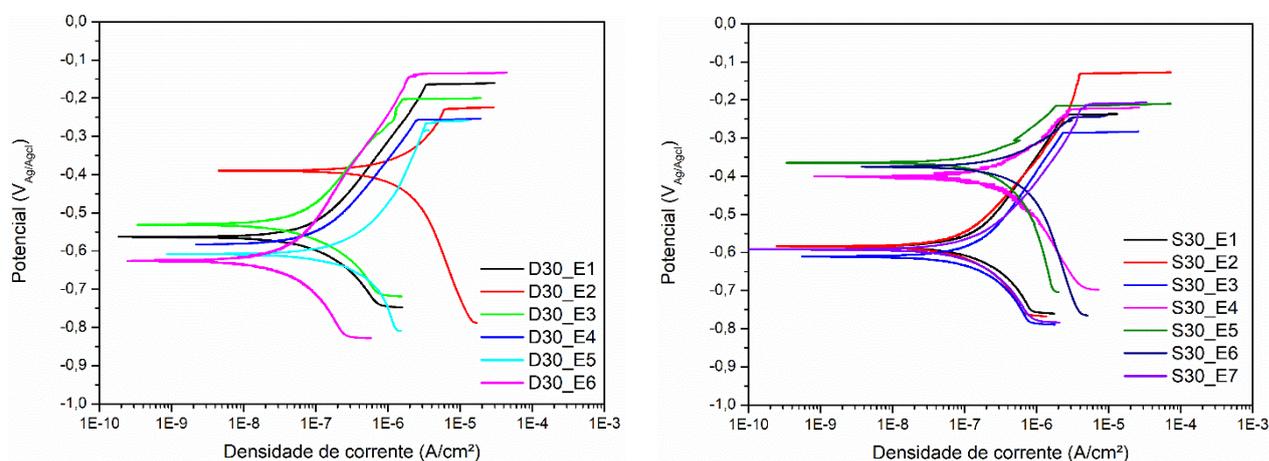


C 2.1 - Tabela de valores de E_{corr} e E_{pite} dos ensaios de polarização potenciodinâmica das amostras das juntas dissimilares e similares com %EP = 30%.

	E_{corr}	E_{pite}	$E_{corr}-E_{pite}$
MÉDIA	-0,550	-0,212	-0,339
Desvio Padrão	0,08	0,05	
D30 E1	-0,561	-0,165	-0,396
D30 E2	-0,390	-	-0,159
		0,2309	
D30 E3	-0,531	-0,203	-0,328
D30 E4	-0,584	-0,259	-0,325
D30 E5	-0,609	-0,266	-0,342
D30 E6	-0,627	-0,145	-0,482

	E_{corr}	E_{pite}	$E_{corr}-E_{pite}$
MÉDIA	-0,539	-0,224	-0,315
Desvio Padrão	0,16	0,04	
S30 E1	-0,585	-0,238	-0,346
S30 E2	-0,847	-0,132	-0,715
S30 E3	-0,611	-0,286	-0,325
S30 E4	-0,404	-0,225	-0,179
S30 E5	-0,364	-0,216	-0,148
S30 E6	-0,375	-0,247	-0,128
S30 E7	-0,592	-0,225	-0,367

C 2.2 - Curvas dos ensaios de polarização potenciodinâmica das amostras das juntas dissimilares e similares com %EP = 30%.

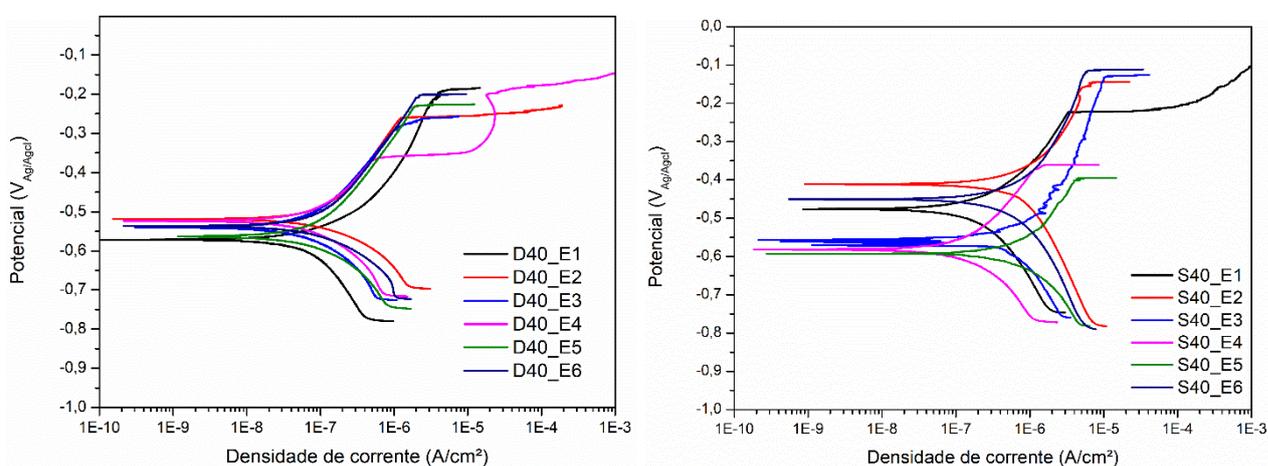


C 3.1 - Tabela de valores de E_{corr} e E_{pite} dos ensaios de polarização potenciodinâmica das amostras das juntas dissimilares e similares com %EP = 40%.

	E_{corr}	E_{pite}	$E_{corr}-E_{pite}$
MÉDIA	-0,543	-0,252	-0,291
Desv.Pad.	0,01	0,06	
D40 E1	-0,572	-0,1909	-0,381
D40 E2	-0,541	-0,2700	-0,271
D40 E3	-0,524	-0,3664	-0,158
D40 E4	-0,563	-0,2309	-0,333
D40 E5	-0,537	-0,2022	-0,335
D40 E6	-0,518	-0,2638	-0,254

	E_{corr}	E_{pite}	$E_{corr}-E_{pite}$
MÉDIA	-0,514	-0,229	-0,285
Desv.Pad.	0,07	0,12	
S40 E1	-0,476	-0,224	-0,715
S40 E2	-0,411	-0,148	-0,263
S40 E3	-0,571	-0,131	-0,440
S40 E4	-0,582	-0,362	-0,220
S40 E5	-0,593	-0,397	-0,196
S40 E6	-0,451	-0,115	-0,336

C 3.2 - Curvas dos ensaios de polarização potenciodinâmica das amostras das juntas dissimilares e similares com %EP = 40%.



C 4.1 - Tabela de valores de E_{corr} e E_{pite} dos ensaios de polarização potenciodinâmica das amostras das juntas dissimilares e similares com %EP = 50%.

	E_{corr}	E_{pite}	$E_{corr}-E_{pite}$
MÉDIA	-0,546	-0,229	-0,317
Desvio Padrão	0,13	0,059	
D50 E1	-0,386	-0,286	-0,100
D50 E2	-0,505	-0,247	-0,258
D50 E3	-0,656	-0,254	-0,402
D50 E4	-0,647	-0,264	-0,383
D50 E5	-0,709	-0,222	-0,487
D50 E6	-0,375	-0,105	-0,270

	E_{corr}	E_{pite}	$E_{corr}-E_{pite}$
MÉDIA	-0,497	-0,219	-0,278
Desvio Padrão	0,10	0,06	
S50 E1	-0,396	-0,172	-0,224
S50 E2	-0,618	-0,220	-0,398
S50 E3	-0,627	-0,170	-0,457
S50 E4	-0,399	-0,313	-0,086
S50 E5	-0,401	-0,269	-0,132
S50 E6	-0,542	-0,172	-0,370

C 4.2 - Curvas dos ensaios de polarização potenciodinâmica das amostras das juntas dissimilares e similares com %EP = 50%.

