



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”

Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá

ANTONIO DOS REIS DE FARIA NETO

**Estudo da resistência à corrosão de estrutura híbrida de aço bifásico DP980 e liga de
alumínio 6013-T4 soldada a laser**

Guaratinguetá
2023

Antonio dos Reis de Faria Neto

Estudo da resistência à corrosão de estrutura híbrida de aço bifásico DP980 e liga de alumínio 6013-T4 soldada a laser

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia e Ciências do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla
Coorientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira e Prof^a. Dr^a. Cristina Sayuri Fukugauchi

Guaratinguetá
2023

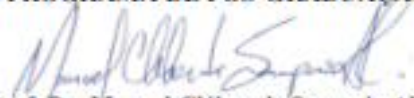
F224e	Faria Neto, Antonio dos Reis de Estudo da resistência à corrosão de estrutura híbrida de aço bifásico DP980 e liga de alumínio 6013-T4 soldada a laser / Antonio dos Reis de Faria Neto - Guaratinguetá, 2023. 147 f : il. Bibliografia: f. 131-145 Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, 2023. Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla Coorientadores: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira Prof.^a Dr.^a Cristina Sayuri Fukugauchi 1. Juntas soldadas. 2. Soldagem. 3. Ligas de alumínio. I. Título. CDU 621.791(043)
-------	--

ANTONIO DOS REIS DE FARIA NETO

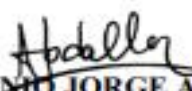
**ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO: DOUTORADO**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Manoel Cléber de Sampaio Alves
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
Orientador - UNESP
participou por videoconferência


Profa. Dra. MARIA MARGARETH DA SILVA
ITA
participou por videoconferência


Prof. Dr. MILTON SÉRGIO FERNANDES DE LIMA
USP
participou por videoconferência


Profa. Dra. HELOISA ANDREA ACCIARI
UNESP
participou por videoconferência


Profa. Dra. ANA PAULA ROSIFINI ALVES CLARO
UNESP
participou por videoconferência

FEVEREIRO de 2023

DADOS CURRICULARES

ANTONIO DOS REIS DE FARIA NETO

NASCIMENTO	05 de Outubro de 1991 – Guaratinguetá / SP
FILIAÇÃO	Carlos Augusto de Faria Claudia Lucia Rocha de Faria
2010/2014	Graduação em Engenharia Mecânica Faculdade de Engenharia e Ciências - Câmpus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista/UNESP
2015/2017	Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais Universidade Federal do Amazonas/UFAM

Dedico este trabalho a minha esposa
Vaniele da Silva Faria e aos meus filhos
Carlos Augusto de Faria Neto e Davi
Antonio da Silva Faria.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus e a Nossa Senhora Aparecida que diante de tantos desafios nunca deixaram de me amparar e encorajar a continuar adiante.

Ao Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla pela orientação deste trabalho, pelo incentivo, compreensão nos momentos de dificuldade e por estar sempre disponível para me auxiliar. Mais ainda, agradeço-o por ser um modelo de “doutor” com profundo conhecimento técnico além de conhecimentos político, social e cultural, características fundamentais para os profissionais que irão construir o modelo de universidade necessário para ampliação do conhecimento e pesquisa no Brasil.

Ao Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira pela coorientação neste trabalho, pela amizade e por todo apoio e incentivo ao longo da vida que foram fundamentais para que eu pudesse chegar até aqui.

À Prof^a. Dr^a. Cristina Sayuri Fukugauchi pela coorientação neste trabalho, pelo apoio e pelas oportunidades de pesquisa e ensino que foram fundamentais para alcançar meus objetivos.

A minha mãe Claudia Lucia Rocha de Faria e irmã Maria Laura Rocha de Faria por todo suporte.

Aos meus amigos e colegas de pós-graduação, principalmente Johan Alexander, João Pedro Aquiles Carobolante, Francisco Henrique Cappi de Freitas e Henrique Piccole Moreno pelas discussões de resultados e dados desta tese.

Aos profissionais e colegas da pós-graduação Rodrigo José Nunes, Sidney Estaquio Ramos Rabelo e Renata Pereira da Rocha Barbosa por todo o suporte.

Aos Professores Marcelo Sampaio Martins, Jose Elias Tomazini e Peterson Luis Ferrandini pelas oportunidades na área de ensino.

Ao Prof. Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima, ao Instituto de Estudos Avançados (IEAv) e ao Laboratório de Desenvolvimento de Aplicações de Lasers e Óptica por todo suporte na soldagem a laser.

A Prof. Dr^a. Elidiane Cipriano Rangel e ao Laboratório Multiusuário de Caracterização de Materiais pelo suporte nas análises de espectroscopia de energia dispersiva.

Ao Prof. Dr. Emerson da Costa Rios pelas discussões e compartilhamento de conhecimento na área de corrosão.

Aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá.

E a todos que de alguma forma ajudaram de maneira direta ou indireta a realização deste trabalho.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior- Brasil (CAPES) - código de financiamento 001.

“Fazei coisas belas, mas sobretudo tornai as
vossas vidas lugares de beleza”;

Papa Bento XVI

RESUMO

O futuro da indústria automobilística parece contar com a união de materiais dissimilares, tais como ligas de alumínio e aço carbono. Há um grande número de estudos sobre a aplicação de diferentes tecnologias de soldagem para unir estas ligas, mas o problema da perda de resistência nas áreas de solda é sempre um grande desafio que até agora, por causa da formação dos compostos intermetálicos frágeis, não foi resolvido. Outro problema causado pela união de ligas dissimilares é a corrosão ocasionada pela formação de um par galvânico, decorrente da diferença de potencial dos materiais. Neste contexto, este trabalho tem como objetivo o estudo de juntas soldadas a laser constituídas por liga de alumínio 6013-T4 e aço DP980 no que tange a morfologia, dureza na região soldada e resistência à corrosão. Os parâmetros de soldagem a laser foram avaliados baseados na caracterização do cordão de solda, para tanto foi realizada análise macroscópica, perfil de dureza Vickers, difratometria de raios x e espectroscopia por energia dispersiva. A resistência à corrosão foi verificada utilizando a técnica de ruído eletroquímico em função do tempo para os meios de Na_2SO_4 0,1 M e NaCl 3,5%, aplicando a função *wavelets* para remoção da tendência DC e obtenção dos diagramas de energia que indicam o tipo de processo corrosivo dos eletrodos. A corrosão nos eletrodos também foi acompanhada através de fotomicrografias. Em relação aos parâmetros de soldagem a laser a potência de 900 W, velocidade de 25 mm/s e distância focal de 2,4 mm abaixo da superfície produziu uma solda que não apresentou defeitos como poros, contração e trincas. As análises indicaram a presença de alumínio misturado ao aço na zona de fusão e a existência de intermetálicos AlFe , AlFe_3 e $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ nesta região. A maior dureza Vickers está localizada na zona termicamente afetada ao lado da zona fundida, onde encontra-se uma região com microestrutura martensítica. Com relação à resistência à corrosão, a liga de alumínio 6013-T4 apresentou a maior resistência em ambos os meios. A resistência ao Ruído Eletroquímico foi semelhante para o aço DP980 e o cordão de solda, mostrando que o processo de soldagem a laser não afeta de forma significativa nesta propriedade. Os diagramas de energia mostraram que a forma de corrosão predominante é a corrosão localizada por pites, porém, corrosão generalizada e mista também são observadas e vão ao encontro dos resultados das análises macroscópicas dos eletrodos.

PALAVRAS-CHAVE: *Wavelet*. Dureza Vickers. Ruído Eletroquímico. Intermetálico. *Keyhole*. Pites.

ABSTRACT

The future of the automobile industry seems to rely on the combination of dissimilar materials, such as aluminum alloys and carbon steel. Several studies have reported on the application of different welding technologies to join these alloys, however the formation of brittle metallic compounds at the weld region causing loss of resistance remains a challenge yet to be solved. Additionally, corrosion is caused by the formation of a galvanic couple as a result of a potential difference between the materials. In this context, this work, laser-welded 6013-T4 aluminum alloy and DP980 steel joints are evaluated in terms of morphology, hardness, and corrosion resistance. The laser welding parameters were assessed based on the weld bead characterization, for which macroscopic analysis, Vickers hardness profile, X-ray diffraction and energy dispersive spectroscopy were performed. The corrosion resistance was verified using the electrochemical noise technique as a function of time in 0.1 M Na₂SO₄ and 3.5% NaCl media, applying the wavelet function to remove the DC trend and obtain the energy diagrams that indicate the type of corrosive process of the electrodes. Corrosion on the electrodes was also followed through photomicrograph images. The materials were laser welded using a power of 900 W, speed of 25 mm/s and focal length of 2.4 mm below the surface, producing a weld free of defects such as pores, contraction, and cracks. The analyzes indicated the presence of an aluminum-steel mixture in the melting zone in addition to the presence of AlFe, AlFe₃ and Al₁₃Fe₄ intermetallic compounds. The highest Vickers hardness was found to be at the heat-affected zone, next to the melt zone, in which a martensitic microstructure was observed. The aluminum alloy 6013-T4 showed the highest corrosion resistance in both media, whereas the resistance to Electrochemical Noise was similar for the DP980 steel and the weld bead, indicating that the laser welding process does not significantly affect this property. The energy diagrams showed that the predominant form of corrosion is localized pitting corrosion. Conversely, generalized, and mixed corrosion are also observed, corroborating the macroscopic analysis of the electrodes.

KEYWORDS: Wavelet. Vickers hardness. Electrochemical Noise. Intermetallic. Keyhole. Pitting.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Gráfico da produção mundial de aço em milhões de toneladas.....	23
Figura 2 - Gráfico da produção mundial de alumínio primário em mil toneladas.....	24
Figura 3 - Composição média da distribuição de materiais utilizados na carroceria e componentes de um veículo nos dias atuais	26
Figura 4 - Desenvolvimento de aços avançados - 3ª geração (2017-2025)	28
Figura 5 - Diagrama bifásico de Alumínio - Ferro mostrando a formação de intermetálicos.....	29
Figura 6 - Esquema que demonstra a complexidade de juntas dissimilares soldadas com relação ao mecanismo de corrosão.....	31
Figura 7 - Análise bibliométrica de palavras-chave relacionadas ao trabalho.....	32
Figura 8 – Emissão média de CO ₂ em g/km de novos carros na UE nos últimos anos e a meta para os próximos anos, mostrando a tendência de diminuição.....	33
Figura 9 - Gráfico da matriz energética mundial dependente das fontes de energia não renováveis.....	35
Figura 10 - Gráfico do consumo de energia nos Estados Unidos que mostra a influência de cada fonte de energia neste consumo em função do tempo.....	36
Figura 11 - Gráfico da evolução do preço do barril de petróleo desde 1946 até 2012 mostrando em detalhe as consequências do embargo no preço do petróleo.....	38
Figura 12 - Desenvolvimento de novos materiais na indústria automobilística pós crise do petróleo de 1973.....	39
Figura 13 - Comparação dos processos de recozimento em caixa e recozimento contínuo, responsável por avanços na área de materiais destinados à indústria automobilística.....	40
Figura 14 – Representação esquemática de uma microestrutura de um aço bifásico mostrando a disposição das fases: matriz ferrítica com ilhas de martensita espalhadas pela matriz.....	42
Figura 15 – Esquema informativo para a classificação das ligas de alumínio.....	45
Figura 16 – (a) Formação de par galvânico em uma estrutura bifásica – ferrita e martensita. (b) Estrutura após o processo de corrosão galvânica mostrando a dissolução da ferrita circundante a martensita que se desprende da estrutura.....	49
Figura 17 – Esquema da produção da fusão em um processo de soldagem a laser por penetração profunda (<i>keyhole</i>)	51
Figura 18 – Junta dissimilar aplicada à indústria automobilística.....	51

Figura 19 – Esquema representativo do algoritmo para transformada rápida de <i>wavelet</i>	55
Figura 20 – Equipamento usado para análise de espectroscopia de fluorescência de raios X.....	59
Figura 21 - Fluxograma mostrando as etapas realizadas no trabalho.....	60
Figura 22 – (a) Desenho representativo do modo de soldagem entre o aço DP980 e alumínio 6013-T4; (b) Foco utilizado no processo de soldagem.....	61
Figura 23 – Equipamento para realização da soldagem a laser.....	61
Figura 24 – Equipamentos utilizados na confecção e preparação dos corpos de prova e na análise metalográfica dos mesmos (a) Lixadeira; (b) politriz; (c) Microscópio Estéreo; (d) Ephiphot; (e) Máquina de eletroerosão a fio.....	63
Figura 25 - equipamento Microdurômetro WOLPERT com penetrador de diamante Vickers.....	64
Figura 26 – Variação da média da fração volumétrica para a martensita em função do número de imagens.....	65
Figura 27 – Aplicação da função <i>Threshold</i> para cálculo da fração volumétrica de martensita no aço DP980.....	65
Figura 28 – (a) Ilustração da célula eletroquímica utilizada nos ensaios de ruído eletroquímico com dois eletrodos de trabalho e um eletrodo de referência. (b) Amostras usadas nas medidas de ruído.....	66
Figura 29 - Difratômetro de raios X da Bruker, modelo D8 Advance.....	69
Figura 30 - Microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM-6010 para análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva.....	69
Figura 31 – Equipamentos utilizados para medidas de pH. (a) condutivímetro; (b) pHmêtro; (c) fita indicadora de pH.	70
Figura 32 – Detalhe da região transversal do cordão de solda mostrando uma trinca de solidificação na zona de fusão do alumínio 6013 T4. Aumento de 20x.....	75
Figura 33 – Detalhe da região transversal do cordão de solda mostrando as cavidades formadas nos experimentos 1 e 2 após a solda. Aumento de 20x.....	76
Figura 34 – Detalhe da região transversal do cordão de solda mostrando os poros formados após a soldagem do experimento 4 e também a falta de penetração de solda na liga de alumínio 6013 T4. Aumento de 20x.....	77

Figura 35 – (a) Seção transversal da amostra do experimento 5: Aço DP980 soldado a laser com liga AA6013-T4; potência de 900 W, velocidade de 25 mm/s e distância focal de 2,4 mm. Aumento de 6,5x. (b) Caracterização das dimensões do cordão de solda a laser. Aumento de 32x. (c) Divisão da seção transversal do cordão de solda a laser em cinco setores: Zona de Transição (ZT); Zona Refinada (ZR) e Zona Martensítica (ZM), além do Metal Base (MB) e Zona Fundida (ZF). Aumento de 100x.....	79
Figura 36 – Esquema mostrando as microestruturas subdivididas em setores: Metal base com aumento de 500x; zona de transição com aumento de 500x; Zona de Refinada com aumento de 500x; Zona Martensítica com aumento de 500x e Zona Fundida com aumentos de 200 e 500x.....	81
Figura 37 – (a) Imagem com ampliação de 1000x da ZM; (b) Imagem com ampliação de 1000x da ZR; (c) Imagem com ampliação de 1000x da ZT; (d) Imagem com ampliação de 1000x do MB.....	82
Figura 38 – Medidas médias de HV0,2 posicionadas nas regiões da zona termicamente afetada em que foram analisadas.....	85
Figura 39 – Mapas para o elemento Ferro e Alumínio presentes na região que compreende o cordão de solda e a liga AA6013-T4, após corte longitudinal do cordão de solda a laser da união aço DP980 e liga AA6013-T4.....	87
Figura 40 – Difratomogramas das análises realizadas para (a) Aço DP980; (b) Liga AA6013-T4; (c) Cordão de solda na região do aço e (d) Cordão de solda na região da Liga AA6013-T4.....	88
Figura 41 – Método de análise de intermetálicos para os difratogramas das soldas. (a) O difratograma de cima mostra os dados obtidos e os de baixo as correspondências entre os intermetálicos: preto AlFe_3 , verde AlFe , azul $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$. (b) Os intermetálicos correspondentes sobre os picos dos difratogramas do cordão de solda da parte do aço e do alumínio, respectivamente.....	89
Figura 42 – Curvas de E_N de densidade de corrente (nA/cm^2) e potencial (mV vs. Ag AgCl, KCl (sat)), para a primeira medida (tempo de 00 h) para cada condição avaliada (a) Aço DP980 em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); (b) Aço em solução de NaCl (0,6 M); (c) Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); (d) Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de NaCl (0,6 M); (e) Solda em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); (f) Solda em solução de NaCl (0,6M).....	91

Figura 43 – Curvas de ruído de corrente para o aço DP980 em meio de (a) Na ₂ SO ₄ (0,1 M) e (b) NaCl (0,6 M) para o tempo de 00 h mostrando os detalhes dos transientes das curvas.....	92
Figura 44 – Curvas de ruído de corrente para a liga de alumínio 6013 T4 em meio de (a) Na ₂ SO ₄ (0,1 M) e (b) NaCl (0,6 M) para o tempo de 00 h mostrando os detalhes dos transientes das curvas.....	93
Figura 45 – Demonstração de tendência em gráfico de ruído de corrente e potencial para um ensaio de ruído eletroquímico em meio de Na ₂ SO ₄ (0,1 M) (a) Tendência em curvas de ruído de corrente e potencial; (b) sinal de ruído de potencial com escala aumentada.....	96
Figura 46 – Diagrama esquemático para decomposição de energia do sinal de ruído de corrente utilizando o algoritmo de transformada rápida de <i>wavelet</i> para o (a) Aço DP980 em solução de Na ₂ SO ₄ (0,1 M); (b) Aço em solução de NaCl (0,6 M)	98
Figura 47 – Diagrama esquemático para decomposição de energia do sinal de ruído de corrente utilizando o algoritmo de transformada rápida de <i>wavelet</i> para o (a) Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de Na ₂ SO ₄ (0,1 M); (b) Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de NaCl (0,6 M)	99
Figura 48 – Diagrama esquemático para decomposição de energia do sinal de ruído de corrente utilizando o algoritmo de transformada rápida de <i>wavelet</i> para o (a) Solda em solução de Na ₂ SO ₄ (0,1M); (b) Solda em solução de NaCl (0,6M).....	100
Figura 49 – Curvas de E _N de densidade de corrente (nA/cm ²), para a primeira medida (tempo de 00 h) para cada condição avaliada sem tenência DC após remoção da tendência DC utilizando função <i>wavelet</i> (a) Aço DP980 em solução de Na ₂ SO ₄ (0,1 M); (b) Aço em solução de NaCl (0,6 M); (c) Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de Na ₂ SO ₄ (0,1 M); (d) Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de NaCl (0,6 M); (e) Solda em solução de Na ₂ SO ₄ (0,1 M); (f) Solda em solução de NaCl (0,6 M).....	101
Figura 50 – Curvas de E _N de densidade de corrente (nA/cm ²), para a primeira medida (tempo de 00 h) para cada condição avaliada sem tenência DC após remoção da tendência DC utilizando função <i>wavelet</i>	104
Figura 51 – Gráfico comparativo do comportamento da Resistência ao Ruído Eletroquímico em função do tempo para o aço DP980 em meio de Na ₂ SO ₄ (em azul) e NaCl (em marrom)	105

Figura 52 – Gráfico comparativo do comportamento da Resistência ao Ruído Eletroquímico em função do tempo para a liga de alumínio AA6013-T4 em meio de Na ₂ SO ₄ (em azul) e NaCl (em marrom)	106
Figura 53 – Gráfico comparativo do comportamento da Resistência ao Ruído Eletroquímico em função do tempo para a solda em meio de Na ₂ SO ₄ (em azul) e NaCl (em marrom)	106
Figura 54 – Ilustração comparativa da Resistência ao Ruído Eletroquímico dos materiais para os meios de (a) Na ₂ SO ₄ e (b) NaCl	107
Figura 55 – Fita indicadora de pH para o aço DP980 em meio de Na ₂ SO ₄ comparando os tempos de 00 h e 72 h, indicando a estabilidade do pH.....	109
Figura 56 – Comparação das curvas de cargas para os materiais aço DP980, liga AA6013-T4 e solda para o meio de Na ₂ SO ₄ em função do tempo: a) 00 h; b) 09 h; c) 24 h; d) 33h; e) 48 h; f) 57h e g) 72 h.....	111
Figura 57 – Comparação das curvas de cargas para os materiais aço DP980, liga AA6013-T4 e solda para o meio de NaCl em função do tempo. a) 00 h; b) 09 h; c) 24 h; d) 33h; e) 48 h; f) 57h e g) 72 h.....	112
Figura 58 - Diagramas de distribuição de energia: comparação entre aço DP980, liga AA6013-T4 e solda para o meio de Na ₂ SO ₄ . a) 00 h; b) 09 h; c) 24 h; d) 33h; e) 48 h; f) 57h e g) 72 h.....	115
Figura 59 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de Na ₂ SO ₄ para o aço DP980. a) 00 h; b) 09 h; c) 24 h; d) 33h; e) 48 h; f) 57h e g) 72 h.....	116
Figura 60 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de Na ₂ SO ₄ para a liga AA 6013-T4. a) 00 h; b) 09 h; c) 24 h; d) 33h; e) 48 h; f) 57h e g) 72 h.....	118
Figura 61 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de Na ₂ SO ₄ para a solda. a) 00 h; b) 09 h; c) 24 h; d) 33h; e) 48 h; f) 57h e g) 72 h.....	119
Figura 62 - Diagramas de distribuição de energia: comparação entre aço DP980, liga AA6013-T4 e solda para o meio de NaCl. a) 00 h; b) 09 h; c) 24 h; d) 33h; e) 48 h; f) 57h e g) 72 h.....	121
Figura 63 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de NaCl para o aço DP980. a) 00 h; b) 09 h; c) 24 h; d) 33h; e) 48 h; f) 57h e g) 72 h.....	122
Figura 64 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de NaCl para a liga AA013-T4. a) 00 h; b) 09 h; c) 24 h; d) 33h; e) 48 h; f) 57h e g) 72 h.....	125
Figura 65 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de NaCl para a solda. a) 00 h; b) 09 h; c) 24 h; d) 33h; e) 48 h; f) 57h e g) 72 h.....	126

Figura 66 – Corrosão sobre o cordão de solda durante acompanhamento da corrosão para o meio de NaCl **(a)** 33 h ampliação de 25x; **(b)** 72 h ampliação de 25x.....127

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Resultados da soldagem a laser analisados a partir da secção transversal das chapas soldadas.....	73
Quadro 2 – Dados sobre o perfil de dureza Vickers realizado na secção transversal do cordão de solda utilizando microindentação.....	83

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química dos materiais utilizados (% em peso)	58
Tabela 2 - Propriedades mecânicas dos materiais utilizados	58
Tabela 3 - Parâmetros testados no estudo exploratório para definição da melhor condição de soldagem.....	62
Tabela 4 - Resumo dos parâmetros adotados nos experimentos de ruído eletroquímico.....	67
Tabela 5 – Comparação da composição química do aço DP980 e liga de alumínio 6013-T4 medida e normatizada.....	71
Tabela 6 – Comparação de propriedades do aço DP980 e liga AA6013-T4.....	74
Tabela 7 – Valores médios, centrais e desvios das medidas de dureza de cada subárea da zona termicamente afetada, zona de fusão e metal base.....	84
Tabela 8 – Dados de desvio padrão para todas as medidas de ruído eletroquímico de potencial e corrente em meios de Na ₂ SO ₄ e NaCl; Estatística F calculada e crítica.....	97
Tabela 9 - Média dos valores de ruído de potencial para cada condição de ensaio.....	102
Tabela 10 – Valores da média de Resistência ao Ruído Eletroquímico para os materiais aço DP980, liga de alumínio AA6013-T4 e solda em meios de Na ₂ SO ₄ e NaCl.....	107
Tabela 11 – Resultado das medidas de condutividade e pH para os meios de Na ₂ SO ₄ e NaCl ao longo do tempo.....	109

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

DP – Dual Phase

IF – Interstitial Free

HSS – High Strength Steels

C-Mn – Carbono-Manganês

AHSS – Advanced High Strength Steels

TWIP – Twinning Induced Plasticity

CP – Complex Phase

UE – União Europeia

HV – Dureza Vickers

R_n – Resistência ao Ruído Eletroquímico

Q – Carga Acumulada

NaCl – Cloreto de Sódio

Na₂SO₄ – Sulfato de Sódio

LISTA DE SÍMBOLOS

σ^2	Variância
Ω	Ohm
W	Watt
mm	Milímetro

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	22
1.1 MOTIVAÇÃO.....	27
1.1 OBJETIVOS.....	34
1.2.1 Objetivos específicos.....	34
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	35
2.1 ENERGIA, INDÚSTRIA AUTOMOTIVA, CRISE E OPORTUNIDADE.....	35
2.2 A REVOLUÇÃO NA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA.....	38
2.3 AÇO BIFÁSICO (<i>DUAL PHASE STEEL</i>).....	42
2.4 LIGA DE ALUMÍNIO 6013-T4.....	43
2.5 CORROSÃO.....	46
2.6 SOLDAGEM A LASER.....	49
2.7 RUÍDO ELETROQUÍMICO.....	52
2.7.1 Remoção da tendência DC.....	53
2.7.2 Diagramas de energia.....	55
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	58
3.1 MATERIAIS.....	58
3.2 METODOLOGIA.....	59
3.2.1 Espectroscopia de fluorescência de raios X – FRX.....	59
3.2.2 Escolha dos Parâmetros de Soldagem.....	59
3.2.3 Dureza Vickers por microindentação.....	64
3.2.4 Quantificação da fração volumétrica das fases do aço DP980.....	65
3.2.5 Medidas de Corrosão.....	66
3.2.5.1 Medidas e Análises de Ruído Eletroquímico.....	66
3.2.5.2 Análise dos Resultados de Ruído Eletroquímico.....	68
3.2.6 Caracterização por Difração de Raios X – DRX.....	68
3.2.7 Caracterização por Espectroscopia de Energia Dispersiva.....	69
3.2.8 Análise de condutividade e pH para as medidas de corrosão.....	70
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	71
4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS.....	71
4.2 ESCOLHA DOS PARÂMETROS.....	72
4.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA JUNTA SOLDADA.....	74

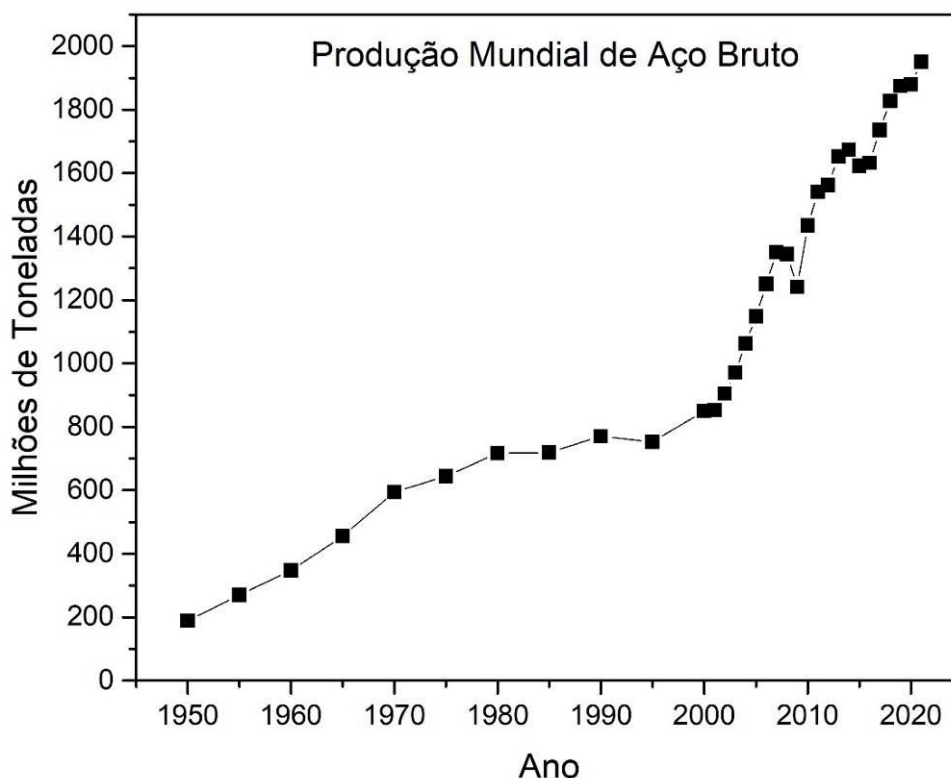
4.4 CARACTERIZAÇÃO DA DUREZA VICKERS POR MICROINDENTAÇÃO DA JUNTA SOLDADA.....	82
4.5 ANÁLISE POR DRX E EDS.....	85
4.6 ANÁLISE RUÍDO ELETROQUÍMICO.....	90
4.6.1 Tendência DC.....	94
4.6.2 Remoção da tendência DC.....	98
4.6.3 Resistência ao ruído eletroquímico.....	104
4.6.4 Carga acumulada.....	109
4.6.5 Diagramas de energia.....	113
5 CONCLUSÃO.....	129
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	130
REFERÊNCIAS.....	131
ANEXO A - Procedimento para remoção da tendência DC de um ruído de corrente utilizando a função Wavelets.....	146
ANEXO B - Procedimento para análise no domínio da frequência e obtenção dos gráficos de energia.....	147

1 INTRODUÇÃO

A Ciência dos Materiais classifica, de modo mais simples, os materiais em três grandes classes baseadas em como se dão suas ligações químicas: metálicos, cerâmicos e poliméricos. O avanço de novas tecnologias e processos passa essencialmente pelo avanço desta ciência e, conseqüentemente, pela implementação de novos materiais, novas ligas ou novas combinações de materiais (compósitos). A classe dos materiais cerâmicos e poliméricos possuem grande importância no desenvolvimento da sociedade, tanto quanto a classe dos metais que, inclusive, nomeia um importante período histórico para a formação da sociedade tal qual conhecemos hoje, mais especificamente um período da pré-história – período anterior ao aparecimento da escrita – o qual pode ser dividido em dois momentos: Idade da Pedra e Idade dos Metais. Pois é na Idade dos Metais, mais precisamente na Idade do Ferro, onde há uma revolução cultural na humanidade devido ao desenvolvimento da habilidade em manipular os metais (MARQUES *et al.*, 2019; TRIGGER, 1992; ROBERTS; THORNTON; PIGOTT, 2009; GOSDEN, 2012). Além disso, muitos foram os avanços na Ciência dos Materiais e Metalurgia até a década de 1850 onde se estabeleceu a produção de aço em larga escala pelo processo de conversão desenvolvido por Henry Bessemer (GALE, 1973; BIRAT, 2004; SPEER, 2018). Portanto, a partir dessa breve retomada de fatos históricos, fica evidente que o patamar tecnológico onde se encontra a atual sociedade foi alcançado em conjunto com a evolução dos materiais e dos processos para produzi-los, em especial as ligas metálicas.

O aço tem sido uma das principais ligas utilizadas e é considerado um dos pilares da economia mundial há mais de 2000 anos (DONG, 2011), e muitos são os fatores que levam esta liga a sustentar uma posição de destaque em relação a outras. Dentre estes fatores pode-se citar o polimorfismo ocorrente nestes materiais e a grande quantidade de minério de ferro existente no mundo – matéria-prima básica para produção de aço. Na **Figura 1** é mostrado um gráfico da produção mundial de aço. Pode ser observado que desde a década de 50 a produção desta liga tem aumentado consideravelmente, chegando a uma produção de aproximadamente 1951 milhões de toneladas em 2021, demonstrando a importância desta liga para o desenvolvimento tecnológico do mundo. (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2022).

Figura 1 - Gráfico da produção mundial de aço em milhões de toneladas



Fonte: World Steel Association (2022)

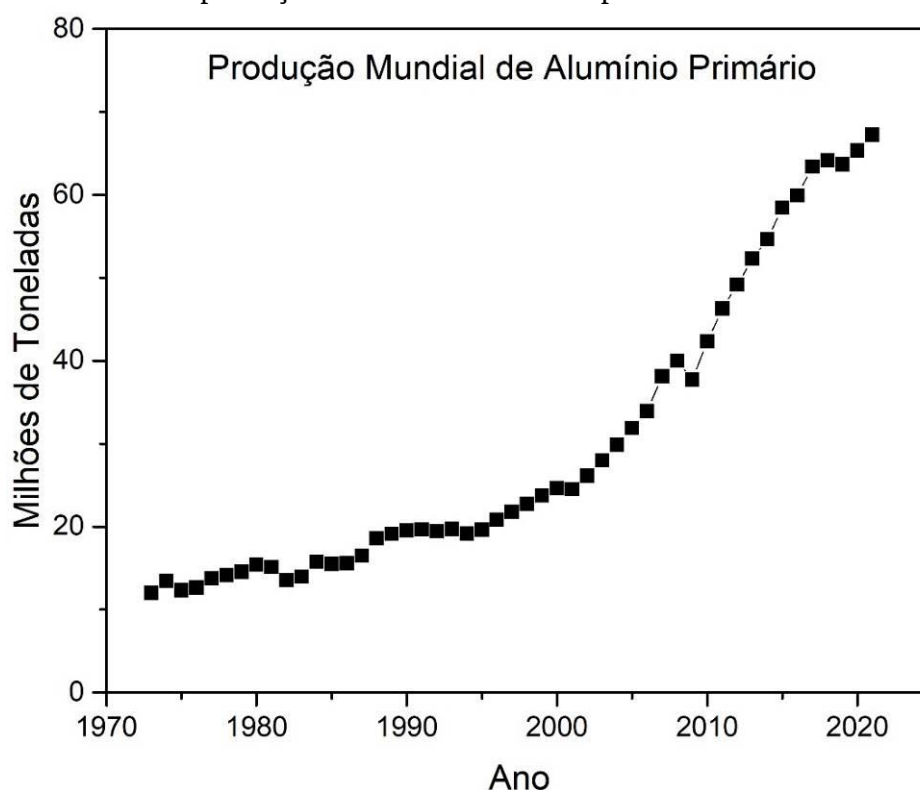
Outros fatores que colocam o aço como um dos pilares da economia da sociedade são a criação direta e indireta de empregos – 40 milhões de postos de trabalho em todo o mundo – e geração de mais de 1,2 trilhão de dólares em valor (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2022). Além disso, as técnicas metalúrgicas hoje encontram-se em um patamar avançado de tecnologia, conseguindo-se obter ligas com excelentes propriedades a partir de modernos tipos e rotas de processamentos.

O aço é uma liga que pode ser caracterizada por:

- Ductilidade aliada a uma alta resistência mecânica - resistência à tração variando de 100 a 5000 MPa;
- Vasto campo de aplicação - setor de construção civil, setor de transportes, máquinas e equipamentos;
- Ampla faixa de temperaturas de utilização;
- Aplicabilidade em diversos tipos de atmosfera – resistentes à corrosão;
- Baixo custo de produção. (DONG *et al.*, 2011; FUKUGAUCHI, 2016).

Além do aço carbono, outra liga vem ganhando notoriedade no setor de engenharia, principalmente a partir da revolução industrial, devido às suas propriedades, são as ligas de alumínio que apresentam como destaque a resistência mecânica aliada ao baixo peso específico e a resistência à corrosão. Assim como o ferro, o alumínio também é encontrado em abundância na crosta terrestre, tendo como matéria-prima principal a bauxita. A **Figura 2** mostra que desde a década de 70 a produção de alumínio primário, aquele proveniente da extração da bauxita, mais que quintuplicou, tornando-se a liga não ferrosa mais utilizada (TAŃSKI; NOPIŃSKI, 2017).

Figura 2 - Gráfico da produção mundial de alumínio primário em milhões de toneladas



Fonte: World Aluminium (2020)

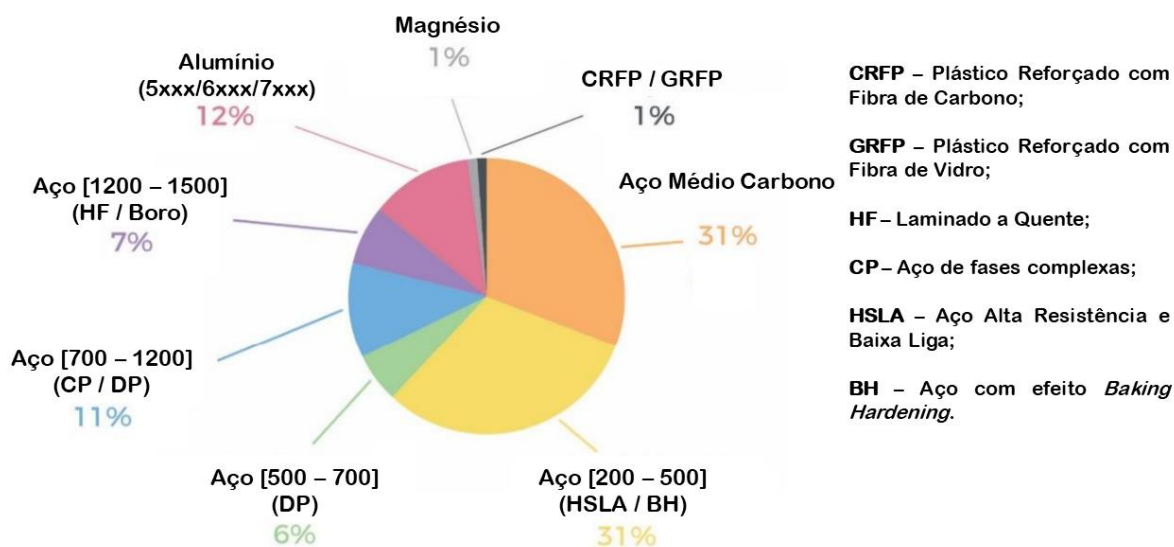
Devido às suas propriedades, as ligas de alumínio são amplamente utilizadas no setor de transporte, desde a indústria automobilística até as indústrias ferroviária e marítima. Porém, este crescimento exponencial da produção e do interesse nestas ligas deve-se às indústrias aeronáutica e aeroespacial. Ademais, outros setores também contribuíram para o avanço do alumínio, como por exemplo, o setor de eletrônicos (RUNGE, 2017; WANH *et al.*, 2016; YE *et al.*; 2017; KIMURA *et al.*, 2017).

Como pode ser visto até aqui, as ligas de ferro carbono e alumínio são amplamente empregadas nos setores de engenharia, e por consequência ambas as ligas possuem

intersecções de aplicações, muitas vezes sendo concorrentes em determinados setores da indústria, sendo que um desses setores é o automotivo. Os novos anseios da sociedade e do próprio setor – maior eficiência, menor custo de produção e compromisso com o meio-ambiente – vêm colocando estes dois materiais como adversários nos novos projetos de carros e componentes. Até aqui, o aço carbono sempre apareceu e aparece como protagonista nos projetos, porém a indústria automobilística tem trabalhado com um conceito para alcançar seus objetivos, o conceito de “*Lightweighting*”, que são projetos de carrocerias mais leves. Uma das propostas desse novo conceito é a substituição do aço carbono por materiais mais leves como compósitos, magnésio, plásticos ou ligas de alumínio (AROWOSOLA; GAUSTAD, 2019; TISZA; CZINEGE, 2018).

Atualmente, estes materiais possuem papel crucial na fabricação dos componentes estruturais de um veículo – pilares, motor, para-choque, teto, assoalho, capô, porta, etc. – como pode ser visto na **Figura 3**, e são sem dúvida a base para os veículos terem alto desempenho, menor peso e mais segurança. Os aços são usados na produção da carroceria do carro e carcaça do motor (*enclosure*), sistema de transmissão, chassis, partes da suspensão, etc. (BELLO, 2014; DE COOMAN; CHIN; KIM, 2011; GAN, 2011; KIM *et al.*, 2009), enquanto que o alumínio já possui aplicação em pistões, caixas de transmissão, cabeçotes, rodas, blocos de motor e eixos. As aplicações nas partes internas e externas da carroceria são feitas com alumínio da série 6000 e as peças estruturais com a série 5000 (FILLETI, 2010; NOVELIS, 2017).

Figura 3 - Composição média da distribuição de materiais utilizados na carroceria e componentes de um veículo nos dias atuais



Fonte: Adaptado de Huetter (2017)

A utilização de ligas de alumínio em aplicações automotivas aumentou mais de 80% nos últimos 7 anos. Enquanto que na década de 90 um carro produzido na Europa continha cerca de 50 kg de alumínio, hoje é esperado que a massa desse metal aumente para aproximadamente 250 kg (TAŃSKI; SNOPIŃSKI, 2017). Em contrapartida, as aciarias e pesquisadores vêm trabalhando para que o aço não perca seu espaço no setor automotivo. Dentre as concepções, o desenvolvimento da 3ª geração dos Aços Avançados de Alta Resistência e, também, os “*Nanosteel*” (REISMAN; BEREZOWSKY, 2014) parecem ganhar destaque na indústria automobilística. Outrossim, o aprimoramento de processos de manufatura como a hidroconformação, *Tailor Welded Tubes* e *Tailor Welded Blanks* (FURTADO, 2006) também aparecem como alternativa para diminuição do peso dos veículos sem a troca da matéria-prima base, o aço.

Nos últimos anos com a investida do alumínio no mercado automotivo e com o desenvolvimento de novos processos e aprimoramento das propriedades dos aços, a indústria automobilística parece ter encontrado um ponto de convergência para as ligas. Uma alternativa promissora parece ser a união de aço e alumínio através de soldagem a laser – processo aprimorado e utilizado em *Tailor Welded Blanks*. A união de materiais dissimilares parece ser uma tendência neste setor industrial, o que demanda grande esforço da comunidade científica para estudar e propor soluções para o desafio de unir ligas com propriedades tão distintas.

1.1 MOTIVAÇÃO

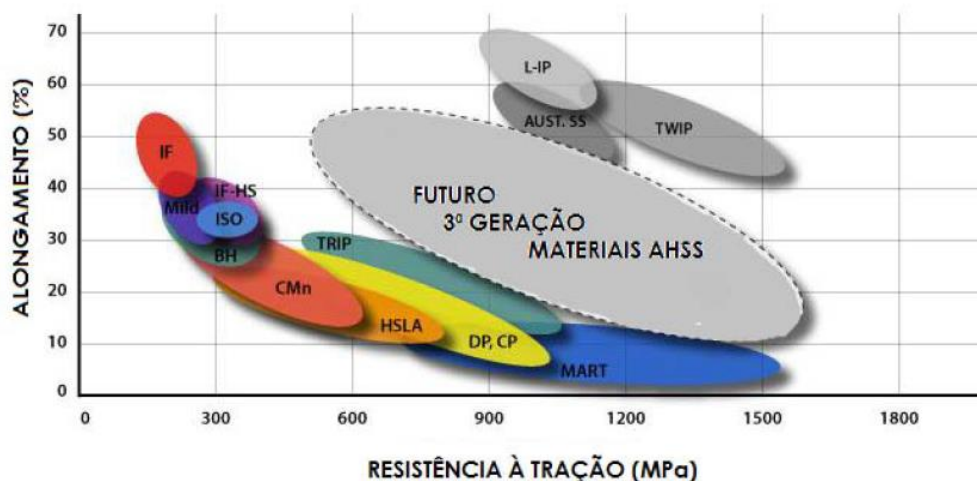
O constante desenvolvimento tecnológico na fabricação de veículos, e de forma mais específica, na evolução dos materiais aplicados nesse processo, teve um momento marcante quando, durante a década de 1970, segundo Marra (2008), a crise do petróleo e a globalização da economia pressionaram as siderúrgicas a desenvolverem novas tecnologias. O principal objetivo das siderúrgicas, nesse período, foi de fornecer às montadoras de automóveis um material avançado, com alta resistência, para que fosse atingido em seu produto final o aumento da integridade estrutural e da resistência ao choque com redução do peso e do custo (CASTRO, 2010). A indústria automobilística, então, adotou medidas como: redução do tamanho dos veículos, substituição de materiais tradicionalmente utilizados por alumínio e plástico e a substituição dos aços carbono comuns por aços de maior resistência, garantindo o aumento da integridade estrutural, aumento da resistência ao choque, com um menor custo para o produto final (KISHIDA, 2000).

Além da crise do petróleo, a preocupação com questões ambientais também se mostrou latente, e decisões governamentais acabaram influenciando diretamente a indústria automotiva. Devido aos danos ambientais causados pela queima de combustíveis fósseis, a indústria automobilística tem a necessidade de reduzir cada vez mais o peso dos seus produtos para minimizar o consumo de combustível, diminuindo assim, o custo e as possíveis agressões ecológicas. Dessa forma, os automóveis de última geração devem apresentar-se mais leves, econômicos, seguros e menos poluentes (GRITTI *et al.*, 2002; MARTINS, 2011; SILVA, 2016; SEFFER *et al.*, 2016).

Em função destes desafios, a partir da década de 1990, surgiram os Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels* – AHSS) que são classificados em 1ª, 2ª e 3ª geração de acordo com as características mecânicas apresentadas. (CAO *et al.*, 2011; DONG *et al.*, 2011; HAN *et al.*, 2009; MATLOCK *et al.*, 2012; RADWANSKI, WROZYNA, KUZIAK, 2015). Como pode ser visto na **Figura 4**, os aços avançados de 3ª geração vêm para ocupar o interstício deixado entre os aços de 2ª e 1ª geração. A necessidade de desenvolver esses novos materiais deve-se ao fato dos aços de 2ª geração, apesar de possuírem excelentes propriedades, apresentarem alto custo e dificuldade na produção em série, não conseguindo aplicabilidade na cadeia de produção automobilística. Além de novos materiais como aços QP (*Quench & Partitioning*), aços com microestrutura bainítica ultrafina e o *Nanosteel*, a 3ª geração de aços avançados tem procurado melhorar as propriedades dos aços de 1ª geração através do refino e modificação da microestrutura,

como por exemplo, o DP (*Dual Phase*) modificado, TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) modificado, TRIP/TWIP (*Twinning Induced Plasticity*) com baixo teor de manganês e o TRIP com alto teor de manganês (BRANAGAN, 2013; BILLUR, ALTAN, 2014).

Figura 4 - Desenvolvimento de aços avançados - 3ª geração (2017-2025)



Fonte: Fukugauchi (2016)

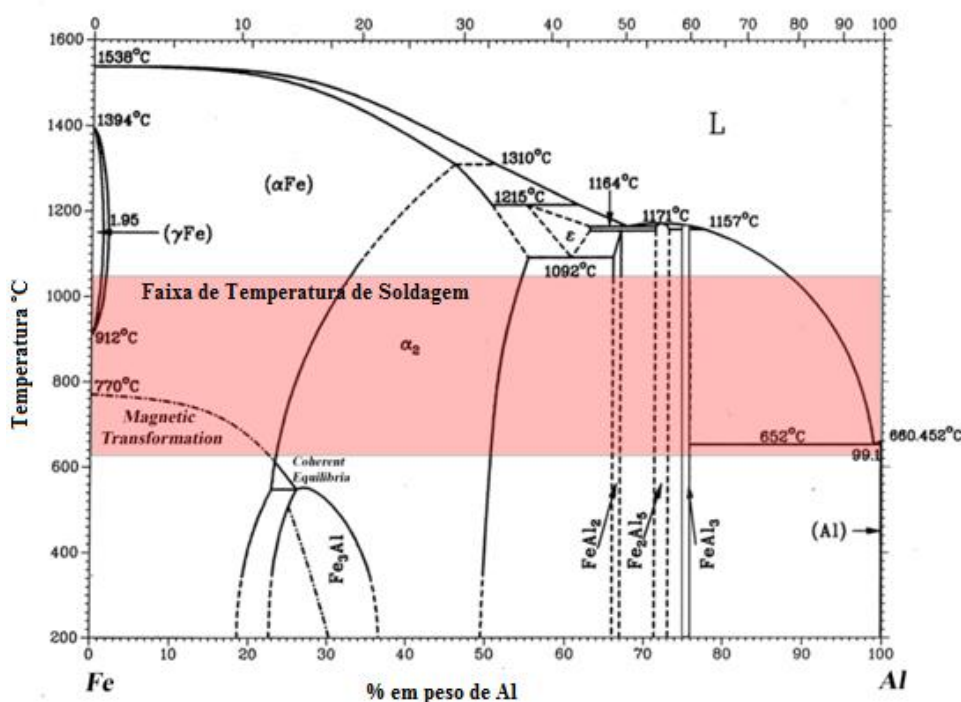
Dentre os Aços Avançados de Alta Resistência, o Aço Bifásico / Aço DP (*DP Steel*) foi proposto no final da década de 70 e possui a microestrutura formada de uma matriz ferrítica com fases martensíticas dispersas por toda essa matriz como se fossem ilhas. A porcentagem de martensita varia de 5 a 20% e quanto maior a quantidade desta fase maior a resistência do material. A resistência do Aço DP varia de 500 a 1200 MPa. A matriz ferrítica é responsável pela ductilidade do aço, que reúne alta resistência e boa capacidade de deformação, sendo um material muito aplicado em componentes que necessitam de estampagem. Além disso, o Aço DP possui alto coeficiente de encruamento, escoamento contínuo, excelente resistência à fadiga e boa capacidade de absorção de energia, tornando-os adequados para uso em peças estruturais e reforços. (SUN; PUNGH, 2002; SILVA, 2016; ARCELORMITTAL, 2019; WORLDAUTOSTEEL, 2019).

Ainda no desenvolvimento de carrocerias resistentes e leves, a demanda por chapas automotivas de alumínio crescerá a uma taxa sem precedentes. Os anos de 2014 e 2015 marcaram a mudança do aço tradicional para o alumínio e outros materiais leves nos automóveis, incluindo a substituição de aço avançado de alta resistência (AHSS). Em geral, o uso de alumínio e outros materiais leves irá predominar em veículos pesados, como pick-ups e SUVs, enquanto AHSS provavelmente manterá sua posição dominante em veículos leves e pequenos (DJUKANOVIC, 2016). O alumínio utilizado em carroceria e peças

automotivas são ligas do grupo alumínio-magnésio e ligas do grupo alumínio-magnésio-silício. São dúcteis no estado recozido, mas endurecem rapidamente sob trabalho a frio. Possuem excelente soldabilidade e alta resistência à corrosão em ambientes marítimos. (NOVELIS, 2019; ELFER ALUMÍNIO, 2020).

Em consonância com esse avanço no desenvolvimento de novos materiais – aços avançados de alta resistência e ligas de alumínio – e o grande potencial em aplicá-los na indústria automobilística, os estudos contemporâneos buscam processos para uni-los e aproveitar o que cada material tem de melhor a oferecer na concepção de uma carroceria de automóvel segura, resistente e leve. Uma forma de união consiste em *Tailor Welded Blanks*, que é a união de chapas de diferentes espessuras ou materiais (ZADPOOR; SINKE; BENEDICTUS, 2007). Várias vantagens deste processo resultam da redução do peso, da diminuição do número de peças, da simplificação do processo de montagem e da redução significativa dos custos (SHAKERI *et al.*, 2002). Há um grande número de estudos sobre a aplicação de diferentes tecnologias de soldagem para unir estas ligas, mas o problema da perda de resistência nas áreas de solda é sempre um grande desafio que até agora, por causa da formação dos compostos intermetálicos frágeis, como pode ser visto no diagrama de equilíbrio alumínio – ferro mostrado na **Figura 5**, não foi resolvido.

Figura 5 - Diagrama bifásico de Alumínio - Ferro mostrando a formação de intermetálicos



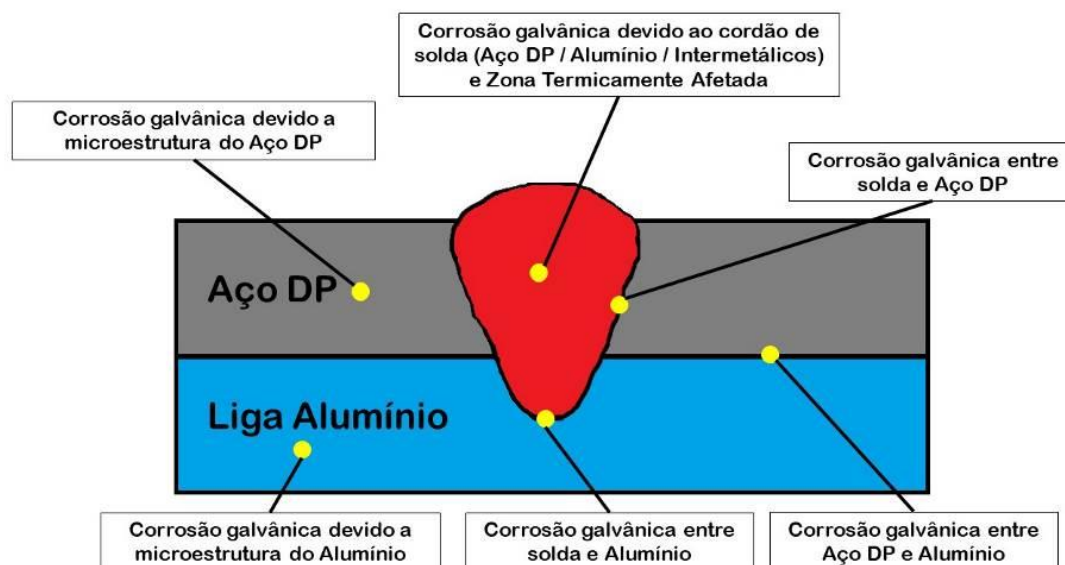
Fonte: Adaptado de Atabaki *et al.* (2013)

Em vista dos problemas e desafios que a indústria automobilística enfrenta, do grande potencial das ligas de alumínio e dos aços avançados de alta resistência de 3ª geração – *DP Steel* - e de um novo conceito de *design*, no qual se produz componentes através da união de materiais dissimilares, as estruturas híbridas compostas por alumínio/aço são uma forma para alcançar a diminuição de peso e emissão de poluentes, unindo o que de mais avançado a indústria automobilística tem a oferecer. A grande diferença entre as propriedades mecânicas, composição química, etc. entre as ligas dificulta o processo de união entre elas. Porém, processos de soldagem a laser podem favorecer reações metalúrgicas entre o aço sólido e o alumínio fundido. Com esta técnica de união, podem ser obtidas boas propriedades mecânicas, desde que o crescimento da espessura intermetálica seja mantido abaixo de 10 μm (SIERRA *et al.*, 2007). Geralmente, a espessura da camada intermetálica determina a ductilidade e a resistência à tração da junta. As camadas intermetálicas abaixo de 10 μm de espessura não têm influência significativa na resistência da junta e são aceitáveis para aplicações na engenharia (PADMANABHAN, OLIVEIRA, MENEZES, 2008).

A soldagem a laser tem muitas vantagens, como alta densidade de energia, alta velocidade de soldagem, pequenas zonas afetadas pelo calor (ZTA), baixa distorção, controle preciso da entrada de calor e altos níveis de automação. Além disso, a soldagem a laser, comparada com outros processos tradicionais, pode melhorar a microestrutura e reduzir a tendência de segregação na zona de solda. Simultaneamente, a soldagem a laser pode controlar a nucleação e o crescimento de compostos intermetálicos de Fe-Al frágeis, proporcionando tempos de interação muito curtos entre o aço e o alumínio fundidos, levando a juntas de solda de alta qualidade (SIERRA *et al.*, 2007; WANH *et al.*, 2016; ZHOU *et al.*, 2017; WANG *et al.*, 2017; SEFFER *et al.*, 2016; MECO *et al.*, 2017).

O estudo de parâmetros de soldagem de ligas de aço e alumínio, por si só, já é um projeto inovador e desafiador. Contudo, além dos problemas já citados, um outro desafio é o estudo da corrosão de materiais dissimilares soldados. A soldagem de ligas distintas, Aço DP e Alumínio 6013, representa um complexo sistema de corrosão. Primeiramente, tem-se a introdução de heterogeneidades microestruturais devido a solda (RAHMAN; KUMAR; GERSON, 2007). Depois, as diferentes microestruturas encontradas no alumínio e no aço, separadamente, e em contato, como demonstrado no esquema da **Figura 6**. Este complexo sistema galvânico pode acelerar o processo de corrosão e necessita ser estudado mais a fundo para contribuir com a evolução dos processos de manufatura e projetos de diminuição de peso dos automóveis da indústria automobilística moderna.

Figura 6 - Esquema que demonstra a complexidade de juntas dissimilares soldadas com relação ao mecanismo de corrosão

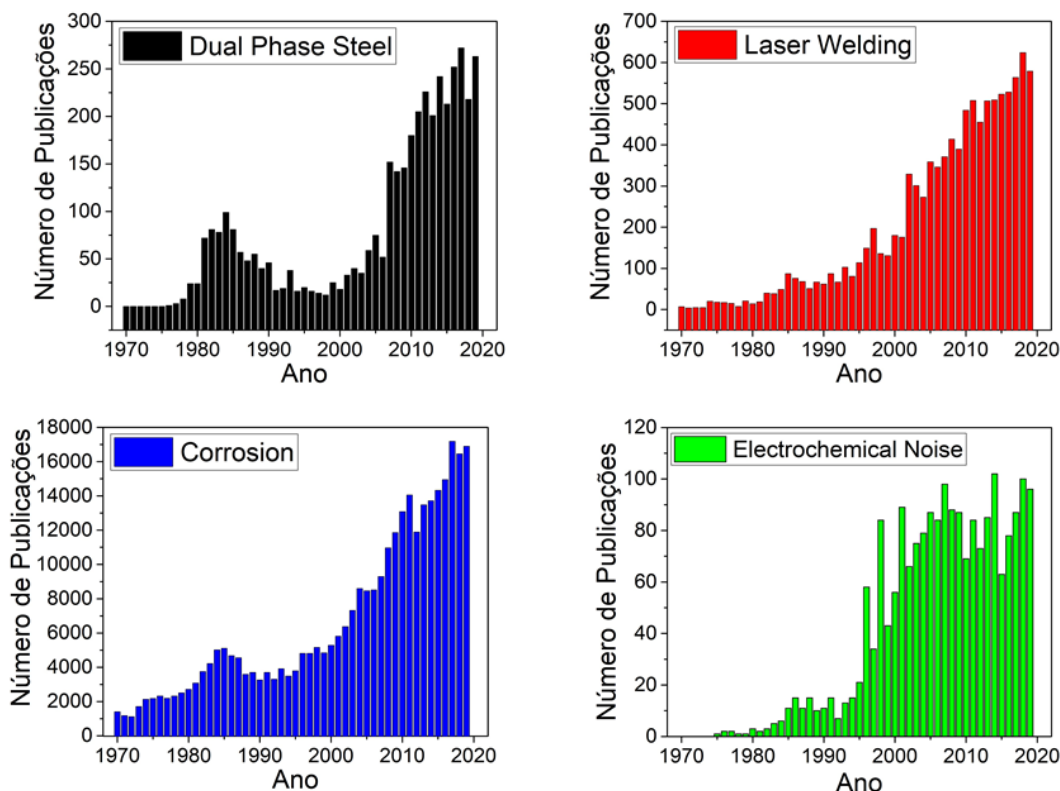


Fonte: Próprio Autor (2020)

Além disso, uma consulta em uma das principais bases de artigos e trabalhos publicados (SCOPUS, 2022), mostra que este trabalho pode contribuir significativamente com a comunidade científica, pois além de abordar temas de grande interesse dos pesquisadores (observado pelo número crescente de estudos publicados) também se utiliza de técnicas ainda não exploradas pelos cientistas (poucos trabalhos publicados). A **Figura 7(a) – (c)**, mostra os gráficos de número de publicações por ano de três palavras-chave pesquisadas separadamente – “*Dual Phase Steel*”, “*Laser Welding*” e “*Corrosion*”. O número de publicações com essas palavras vem crescendo nos últimos anos, mostrando o aumento do interesse da comunidade científica com esses temas. O grande número de publicações na área de corrosão se deve ao fato de que essa é uma área multidisciplinar, diferente de *Dual Phase Steel* e *Laser Welding* que possuem aplicações mais específicas na área de materiais automobilísticos. Agora, a busca por trabalhos que contenham simultaneamente as três palavras como palavras-chave indica dezessete trabalhos publicados nos últimos anos, um em 2002, um em 2009, dois em 2014, quatro em 2016, quatro em 2017, um em 2018, dois em 2020 e dois em 2021. Porém, nenhum destes trabalhos apresenta estudos especificamente de juntas soldadas a laser de aço DP980 com alumínio 6013-T4. Ademais, também há um crescente número de trabalhos sendo publicados contendo a palavra-chave “*Electrochemical Noise*”, e nenhum artigo contendo *Electrochemical Noise*, *Dual Phase Steel*, *Laser Welding* e *Corrosion* como propõe este

trabalho ao avaliar a corrosão utilizando a ferramenta de análise de ruído eletroquímico de um aço bifásico soldado a laser.

Figura 7 - Análise bibliométrica de palavras-chave relacionadas ao trabalho

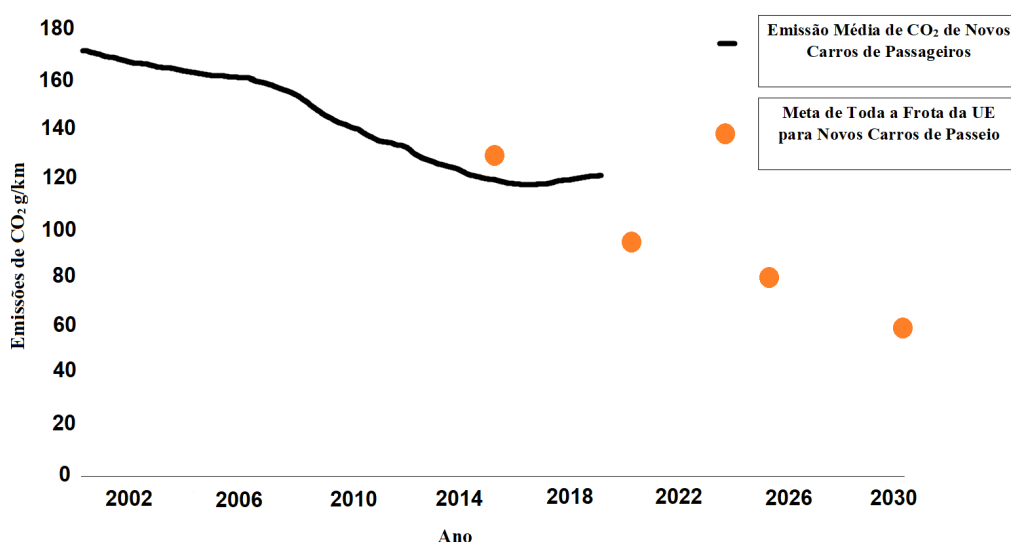


Fonte: Scopus (2022)

Um outro ponto relevante para a motivação deste projeto de pesquisa encontra-se nas regulamentações político-ambiental-econômicas que envolvem a diminuição nas emissões de CO₂, principal gás responsável pelo efeito estufa. De acordo com Agência Ambiental Europeia (2021), Europe Comission (2022), Schmitt (2018) e International Energy Agency (2021), na União Europeia (UE), os automóveis são responsáveis por cerca de 12% das emissões totais de dióxido de carbono. No início de 2020 começou a valer um novo regulamento (Regulamento (UE) 2019/631) em território europeu estabelecendo mudanças na emissão de CO₂ para novos veículos. As novas regras estabelecem metas para 2025 e 2030, além de incentivar novas tecnologias isentas de emissão de gases estufa. Só no primeiro ano, 2021, ocorreu uma diminuição de 12% em relação ao ano anterior e o número de carros elétricos na UE aumentou três vezes. Além disso, existe o objetivo de se alcançar uma emissão de 95 g/km de CO₂ nos novos veículos, no período de 2020 a 2024 – até 2019 as emissões estavam em torno de 120 g/km – e cerca de 60 g/km a partir de 2030. Além das questões ambientais e políticas que envolvem a diminuição de emissão dos gases por parte

dos automóveis modernos, há também uma pressão financeira, pois as montadoras que não alcançarem os objetivos estabelecidos pagarão uma multa de 95 euros por g/km excedente do valor alvo. A **Figura 8** apresenta um gráfico da emissão média de CO₂ em g/km de novos carros na UE ao longo dos anos, mostrando, também, as metas para os anos de 2015, 2020, 2025 e 2030.

Figura 8 – Emissão média de CO₂ em g/km de novos carros na UE nos últimos anos e a meta para os próximos anos, mostrando a tendência de diminuição



Fonte: Adaptado de Agência Ambiental Europeia (2021)

1.2 OBJETIVOS

O objetivo principal deste trabalho é avaliar a morfologia, as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão de juntas dissimilares soldadas a laser. As chapas a serem soldadas são constituídas de um aço bifásico 980 e uma liga de alumínio 6013-T4.

1.2.1 Objetivos específicos

- Obter parâmetros de soldagem que consigam suficiente penetração para união das chapas e que não apresentem defeitos característicos do processo como contração e poros;
- Estudar a formação de intermetálicos após o processo de soldagem e identificá-los;
- Utilizar as funções *Wavelets* para tratamento dos dados de corrosão mostrando a sua eficácia em conjunto com a técnica de Ruído Eletroquímico para estudos de corrosão.

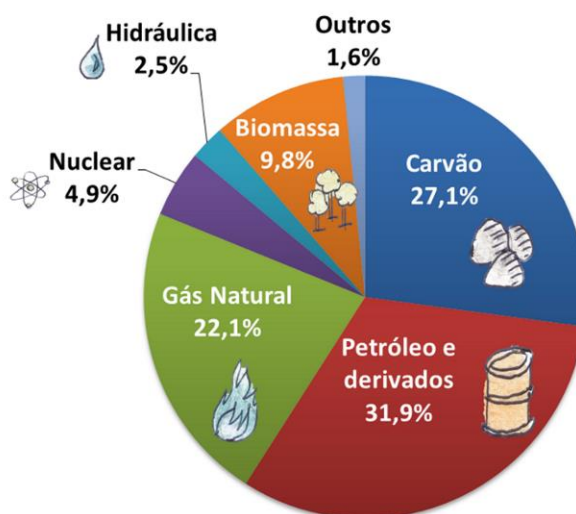
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ENERGIA, INDÚSTRIA AUTOMOTIVA, CRISE E OPORTUNIDADE

Desde o último século a indústria automobilística tem participado de forma ativa dos avanços tecnológicos utilizados pela sociedade. A busca por uma maior eficiência e baixo custo de produção dos seus produtos colaborou principalmente para evoluções no setor de energia e de materiais, incentivando o desenvolvimento de novos combustíveis e novas ligas para os automóveis. O conhecimento dessa trajetória é importante para o entendimento dos projetos atuais da indústria automotiva e quais as aspirações para o futuro.

Durante a história da humanidade, a energia tem modificado e iniciado grandes transformações nos padrões de vida do homem. De modo geral, os combustíveis fósseis têm atuado como protagonista nestas mudanças. Se por um lado a utilização de combustíveis fósseis promoveu uma grande revolução e modernização no modo de viver da sociedade no século XIX e XX, por outro, é apontada como uma das responsáveis pelo aquecimento global devido a emissão de CO₂ e outros gases nocivos ao ambiente. Mesmo com as adversidades, as fontes de energia não renováveis ainda são maioria na matriz energética do mundo atualmente, como pode ser visto no gráfico da **Figura 9**. Mais de 80% da matéria-prima utilizada para gerar energia advém de fontes não renováveis, como o gás natural, carvão e petróleo.

Figura 9 - Gráfico da matriz energética mundial dependente das fontes de energia não renováveis



Fonte: Empresa de Pesquisa Energética (2020)

Durante muito tempo a madeira era o principal combustível para se obter energia. Como pode ser visto na **Figura 10**, este cenário foi alterado em torno de 1880 quando o carvão alcançou este protagonismo. Neste contexto, encontra-se a implementação das mudanças ocasionadas pela revolução industrial, como por exemplo, os motores a vapor que podiam ser movidos tanto utilizando madeira quanto carvão. Todavia, a utilização de carvão como combustível gerava cerca de quatro vezes mais energia que a madeira, passando a ser o combustível preferido (EKT INTERACTIVE, 2020; RITCHIE; ROSER, 2020; U.S. ENERGY INFORMATION ADMINISTRATION, 2013).

Figura 10 - Gráfico do consumo de energia nos Estados Unidos que mostra a influência de cada fonte de energia neste consumo em função do tempo



Fonte: U.S. Energy Information Administration (2013)

O início do século XX marca uma nova mudança da fonte principal de energia: a substituição do carvão pelo petróleo. A exploração e utilização do petróleo e seus derivados se deve a alguns fatores relevantes como os avanços tecnológicos observados na indústria automobilística e de energia. O aumento tanto do número de veículos - em consequência da filosofia implementada por Taylor e da primeira linha de produção automotiva em série desenvolvida por Ford em Michigan, Estados Unidos da América, na década de 1910 (YIN; STECKE; LI, 2018) – quanto da demanda por energia elétrica provocaram um crescimento do consumo de petróleo. Questões ambientais também influenciaram essa mudança, principalmente devido à fumaça proveniente da queima do carvão e ao querosene, produto derivado do petróleo, que substituiu o óleo de baleia utilizado na iluminação de casas e ruas, evitando a extinção deste animal (COMERLATO, 2010). Porém, é após a primeira guerra que a sociedade passa a entender o petróleo como um ativo estratégico, devido ao

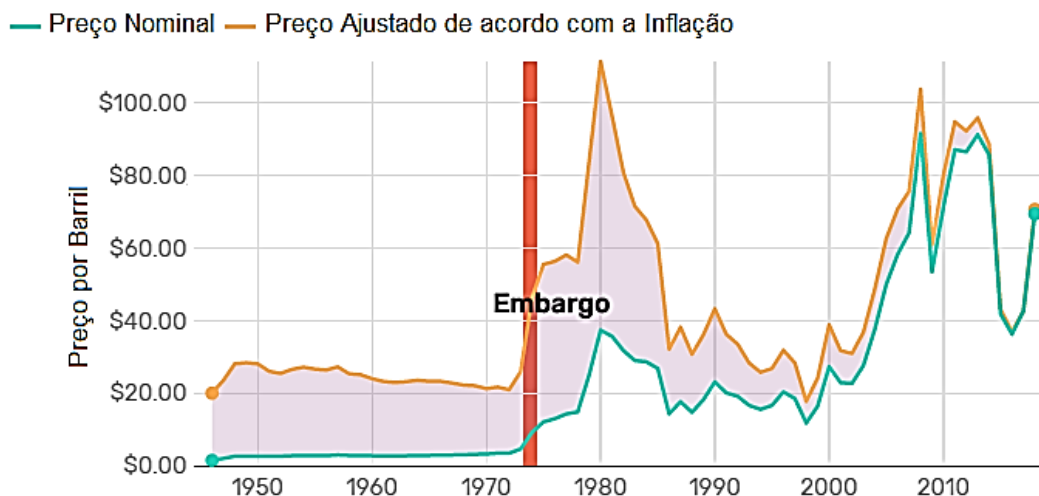
papel fundamental desempenhado pelo óleo no abastecimento de navios, aviões, tanques, etc. (EKT INTERACTIVE, 2020).

Durante a primeira metade do século passado, o petróleo se consagrou como fonte primária de energia, principalmente com o desenvolvimento da indústria automobilística. Uma das responsáveis pela ascensão do petróleo no início do século, a indústria automotiva ratificou a sua importância no período posterior à Segunda Guerra. Em consequência da recuperação econômica mundial, impulsionada pela recuperação dos países pós-guerra, criação do Mercado Comum Europeu, expansão da economia local para uma economia global, a indústria automobilística tornou-se economicamente mais atrativa que outros setores. Neste período, a indústria norte-americana foi responsável por quase 70% da produção de veículos no mundo (LUEDEMANN, 2003).

A primeira crise que colocou em xeque a dependência do petróleo começou a ser desenhada em 1960 com a criação da Organização dos Países Exportadores de Petróleo (OPEP) por Irã, Iraque, Kuwait, Arábia Saudita e Venezuela (*Organization of the Petroleum Exporting Countries*, 2020). A organização resolveu parar de exportar petróleo para os Estados Unidos em 1973, o que causou uma elevação dos preços dos barris. Esta decisão foi uma resposta política a duas ações americanas: A saída dos EUA do padrão ouro – o que resultou na queda do dólar, provocando prejuízos a OPEP – e ao apoio dos americanos a Israel contra Egito e Síria na guerra do *Yom Kippur*. (AMADEO, 2019; RAPID TRANSITION ALLIANCE, 2019). A **Figura 11** mostra um gráfico da evolução dos preços dos barris de petróleo. Pode-se observar que durante o embargo o preço subiu de aproximadamente 27 dólares para 47 dólares por barril.

Apesar do embargo ter provocado consequências ruins, principalmente para a população americana, como racionamento e novas políticas de energia e de combustível, a crise de 1973 foi encarada pela indústria e pela comunidade científica como uma oportunidade de desenvolvimento. Em conjunto com as preocupações referentes ao meio-ambiente, após a crise começaram estudos para diminuir a dependência do petróleo e melhorar a eficiência de equipamentos que utilizavam combustíveis derivados do óleo. Por exemplo, foram iniciadas pesquisas sobre fontes alternativas de energia, como a solar, a eólica e a geotérmica e novos materiais começaram a ser desenvolvidos para melhorar a vedação residencial (AMADEO, 2019; RAPID TRANSITION ALLIANCE, 2019).

Figura 11 - Gráfico da evolução do preço do barril de petróleo desde 1946 até 2012 mostrando em detalhe as consequências do embargo no preço do petróleo



Fonte: Adaptado de Amadeo (2019)

Com a indústria automobilística não foi diferente, a necessidade de diminuir o consumo de combustível tanto devido ao preço do petróleo como pelas questões ambientais, fez o setor investir em três metodologias: redução do tamanho dos veículos; aperfeiçoamento do *design*; e substituição de materiais, principalmente os aços convencionais por ligas de alumínio, plásticos e aços de alta resistência (CARSON, 1983). A partir desse novo conceito de veículo, e o crescimento do alumínio em aplicações automotivas, as indústrias siderúrgicas começaram a trabalhar para o desenvolvimento de novos aços com maior resistência para não perder o mercado e conseguir diminuir o peso dos veículos, diminuindo assim as emissões de gases e o consumo de combustível.

2.2 A REVOLUÇÃO NA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA

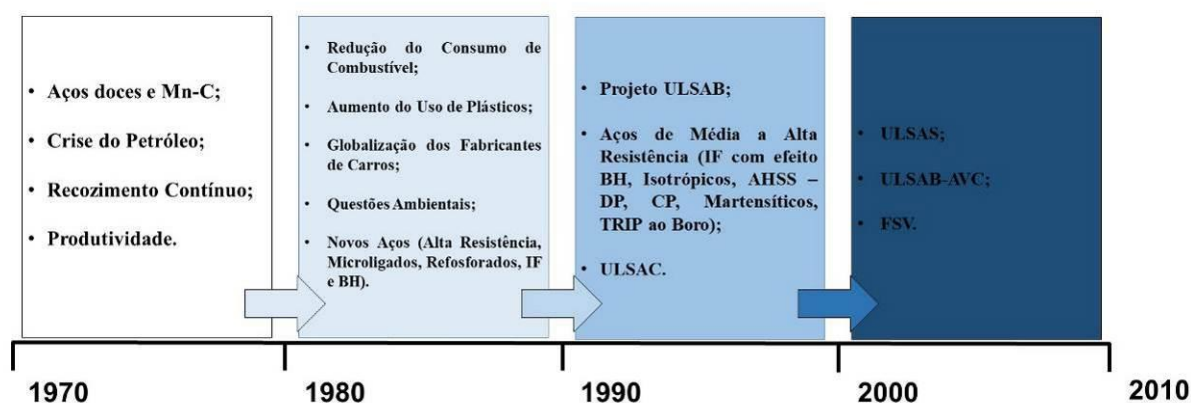
Diversos autores, como por exemplo Furtado (2006), Fukugauchi (2010), Martins (2011), Fukugauchi (2014), Dias (2018), entre outros, já abordaram o histórico do desenvolvimento dos aços, principalmente sobre a elaboração do programa ULSAB e seus derivados. Portanto, neste trabalho será apenas dada uma visão geral desta evolução, que foi essencial para o desenvolvimento das propriedades dos aços usados na indústria automotiva atualmente.

Existem várias formas de se classificar os aços utilizados na fabricação de veículos. Por exemplo, tem-se os aços de baixa resistência, como o IF – *Interstitial Free* (Interstícios livres) e *Mild Steel* (aço doce), aços de alta resistência (HSS – *High Strength Steels*), por

exemplo C-Mn – Carbono-Manganês, *Bake Hardenable* – endurecíveis após pintura, *Low-Alloy Steels* – aços de baixa liga. E os aços avançados de alta resistência (AHSS – *Advanced High Strength Steels*), como por exemplo o Aço DP (*Dual Phase*), aço TRIP (*Transformation induced Plasticity*), aço TWIP (*Twinning Induced Plasticity*), CP (*Complex Phase*), aço ferrítico-bainítico e aço martensítico (SINGH, 2016). A principal diferença entre os HSS e os AHSS encontra-se na microestrutura deste último. Esses materiais possuem microestrutura multifásica, contendo ferrita e diferentes frações de martensita, bainita ou austenita retida em quantidades suficientes para produzir propriedades mecânicas únicas (FUKUGAUCHI, 2010).

Outra forma de classificação dos aços destinados à indústria automobilística é com relação a sua tensão de escoamento e resistência mecânica. Aços com tensão de escoamento inferior a 210 MPa são considerados como aços convencionais. Aços com tensão de escoamento variando de 210 a 550 MPa e resistência à tração entre 270 – 700 MPa são classificados como HSS e aços AHSS com tensão de escoamento acima de 550 MPa e resistência à tração superior a 700 MPa (SINGH, 2016). A **Figura 12** mostra a evolução dos materiais aplicados à indústria automobilística ao longo dos anos, tendo como ponto inicial a década de 70. Até o embargo sofrido pelos americanos que culminou na primeira crise do petróleo os veículos eram projetados com conceito *body-on-frame*, ou seja, a carroceria sobre uma estrutura rígida (SARMENTO *et al.*, 2013) utilizando principalmente o aço doce e os aços C-Mn como matéria-prima para estrutura.

Figura 12 - Desenvolvimento de novos materiais na indústria automobilística pós crise do petróleo de 1973

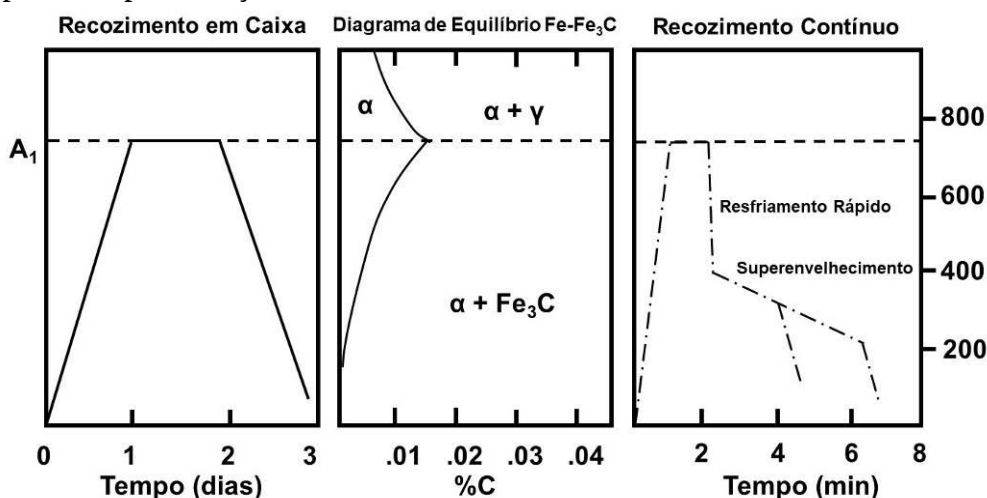


Fonte: Adaptado de MARRA (2008)

Com a nova filosofia de redução do consumo de combustível, diversos avanços na área de materiais começaram a ser realizados. Um deles foi o desenvolvimento da

tecnologia de recozimento contínuo (CA) no Japão, ao final da década de 70. A **Figura 13** mostra a diferença de tempo entre o recozimento contínuo e o recozimento em caixa (BA), que era o tratamento utilizado, além disso, as propriedades obtidas com o CA são superiores as obtidas com BA (MOULD, 1982). Esta tecnologia permitiu a fabricação de aços laminados a frio de alta resistência mecânica, possibilitando a diminuição de peso dos veículos pela substituição dos aços utilizados anteriormente (MARRA 2008; FUKUGAUCHI, 2010). Além disso, o desenvolvimento do lingotamento contínuo e a eletrodeposição em tiras laminadas permitiram a produção em massa de aços com melhores propriedades mecânicas e elevada resistência a corrosão (MARTINS, 2011)

Figura 13 - Comparação dos processos de recozimento em caixa e recozimento contínuo, responsável por avanços na área de materiais destinados à indústria automobilística



Fonte: Adaptado de Mould (1982)

Como pode ser observado na **Figura 1**, o mundo experimentou outra crise do petróleo em 1979. Esta crise foi marcada pela revolução ocorrida no Irã entre 1978 e 1979 e também por causa do aumento da “demanda de precaução”, pois o conflito iraniano ocasionou uma diminuição na produção de petróleo (GRAEFE, 2013). Então, na década de 80 a diminuição de peso dos veículos era primordial para as montadoras, que passaram a produzir veículos com estruturas *unibody*, ou seja, uma única estrutura. Em vista disso, esta década ficou marcada pelo crescimento do uso de materiais plásticos no veículo, em relação a década de 70, foi observado um aumento em torno de 30% (PATIL, Akshat; PATEL, Arun; PUROHIT, 2017); pela globalização dos grandes fabricantes de automóveis; pelo aumento da atenção às questões ambientais, como a convenção de Viena e o protocolo de Montreal que visavam a proteção atmosférica (BRYK, 1991) e a expansão do setor sucroalcooleiro

no Brasil (SOCCOL *et al.*, 2005); e também pelo desenvolvimento de novos aços, tais como os aços de alta resistência e baixa liga, aços microligados, aços refosforados, ultra-baixo carbono e aços BH (MARRA, 2008; FUKUGAUCHI, 2010; GORNI, 2010; MATLOCK *et al.*, 2012).

A partir da década de 90 os marcos para a indústria automobilística e desenvolvimento de materiais se encontraram em consórcios realizados entre produtores de aços de diversos países, inclusive do Brasil – CSN e USIMINAS. O projeto pioneiro foi o Projeto ULSAB (*Ultralight Steel Auto Body*) acordado em 1994. Este projeto teve como principal objetivo criar uma carroceria em aço, mais leve, no entanto não menos segura e ergonômica e sem aumento de custos para as montadoras (FURTADO, 2006). O Projeto ULSAB foi um marco para indústria automobilística, com ele foram desenvolvidas e aprimoradas ligas de aço carbono que são aplicadas até hoje na indústria, além da evolução de diversos processos de manufatura. Entre as ligas desenvolvidas e aprimoradas pode-se citar os aços avançados de alta resistência (AHSS), em particular o aço TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), aço DP (*Dual Phase*), aço CP (*Complex Phase*), além dos aços martensíticos, isotrópicos e ao boro (MARRA, 2008). Com o sucesso do Projeto ULSAB, em 1997 foi lançado o Projeto ULSAC (*Ultralight Steel Auto Closures*), que visava agora a diminuição de peso de componentes externos à estrutura principal do automóvel, por exemplo portas, capôs, tampas traseiras e porta-malas (WORLDAUTOSTEEL, 2020).

A partir do ano 2000, o Projeto ULSAB gerou dois novos consórcios. Primeiro o Projeto ULSAS (*Ultraligh Steel Auto Suspensions*) com foco na aplicação de aços de alta resistência na suspensão dos veículos para diminuição de peso. E após, o Projeto ULSAB-AVC (*Ultralight Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concepts*) que foi um projeto mais ambicioso que os anteriores pois tinha como objetivo o desenvolvimento de uma carroceria utilizando aços de alta resistência em sua totalidade, sendo que mais de 80% AHSS, com a combinação dos mais modernos processos de fabricação e união. Para alcançar este objetivo as indústrias focaram no desenvolvimento de novos aços (THORPE; ADAM, 2002). Outro diferencial deste projeto, é que durante sua concepção foram consideradas questões de segurança, custos e ambientais que estavam em discussão em programas paralelos nos Estados Unidos e Europa, como por exemplo o EUCAR – *The European CO₂ Reduction Program* (FURTADO, 2006).

Por fim, o programa mais recente que tem impulsionado o desenvolvimento de novos materiais e aprimorando os processos de fabricação é baseado no fato de que as aplicações

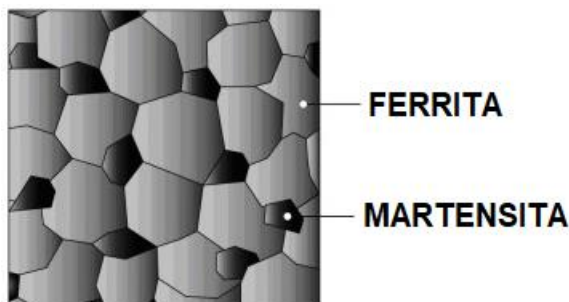
de AHSS crescem mais que aplicações de ligas de alumínio e plásticos em veículos, então os projetos recentes, como o FSV – *Future Steel Vehicle* – introduziram mais de 20 classes de AHSS para permitir uma redução de massa em torno de 39% (DIAS, 2018; AMERICAN IRON AND STEEL INSTITUTE, 2020).

2.3 AÇO BIFÁSICO (*DUAL PHASE STEEL*)

O aço bifásico reúne duas propriedades antagônicas, alta resistência com apreciável ductilidade, além da boa soldabilidade (SOLIMAN; PALKOWSKI, 2020). O nome bifásico deve-se a microestrutura formada por uma matriz ferrítica com ilhas de martensita distribuídas nesta matriz (ASTM, 2019), conforme **Figura 14**. Sabe-se que a fase ferrítica, menos dura devido à baixa quantidade de carbono presente – possuindo solubilidade de carbono máxima de 0,022% a 727 °C - é responsável pelo apreciável alongamento do material enquanto a martensita – fase metaestável mais rica em carbono - pela elevada resistência (CALLISTER; RETHWISCH, 2020). Porém, não são apenas estas propriedades que justificam a manutenção do interesse da engenharia neste material mesmo decorridos 50 anos da sua introdução ao cenário tecnológico automobilístico. Segundo Radwański, Wroźyna, Kuziak (2015) e Fukugauchi (2016) os aços bifásicos reúnem algumas características que o tornam indicado para o processo de conformação na indústria automobilística, são essas:

- Escoamento contínuo;
- Alto coeficiente de encruamento;
- Fluxo homogêneo de deformação plástica (ausência de efeito de Lüders).

Figura 14 – Representação esquemática de uma microestrutura de um aço bifásico mostrando a disposição das fases: matriz ferrítica com ilhas de martensita espalhadas pela matriz



Fonte: Adaptado de Worldautosteel (2020)

Ao observar um diagrama tensão-deformação de um aço bifásico, o escoamento contínuo chama a atenção. Este comportamento pode ser explicado por três fatores que ocorrem durante o processamento deste material: discordâncias geradas pela transformação austenita-martensita, tensões residuais na fase martensítica e em sua vizinhança devido a severidade da transformação (alta taxa de resfriamento e expansão volumétrica) e segregação do carbono, tornando livres e móveis as discordâncias geradas, também devido a transformação austenita-martensita. A alta densidade de discordâncias livres para se deslocarem pela matriz ferrítica e sem o carbono para ancorá-las, por causa da segregação e maior concentração na martensita, faz com que o aço bifásico consiga se deformar plasticamente sob baixas tensões com escoamento contínuo (ausência do efeito de Lüders) implicando em seu bom comportamento em processos de conformação (SARWAR; PRIESTNER, 1996; FORGAS JÚNIOR, 2009).

O coeficiente de encruamento, geralmente representado pela letra n , é calculado a partir da curva de tensão-deformação verdadeiras e fornece informações sobre a deformação plástica relacionada ao encruamento de um material. Quanto maior o valor deste coeficiente melhor o material se comporta em processos que envolvam deformação plástica. Nos aços bifásicos, o valor elevado do coeficiente de encruamento também pode ser explicado pela alta densidade de discordâncias geradas pela transformação austenita-martensita e também pela transformação da austenita retida em martensita durante deformação plástica. Ou seja, o valor deste coeficiente é função da quantidade de martensita na microestrutura do aço (KUMAR; SINGH; RAY, 2008).

2.4 LIGA DE ALUMÍNIO 6013-T4

O alumínio possui afinidade com o elemento oxigênio, o que explica a forma de encontrá-lo na natureza. Por causa disso, até o início do século XIX não era possível a obtenção de alumínio puro, ou seja, separá-lo do óxido. As primeiras experiências e tentativas iniciaram com Sir Humphry Davy em 1807. Em 1825 Oersted conseguiu obter alumínio em pó e dois anos mais tarde Wohler também conseguiu isolar o alumínio e estudar suas propriedades. Em 1850, Henri Sainte-Claire Deville aprimorou o método de obtenção de alumínio de Wohler. Logo após, Robert Bunsen e Deville mostraram que era possível obter o alumínio de forma eletrolítica. Em 1885 foram produzidas as primeiras ligas de alumínio com ferro e cobre e em 1886, de forma simultânea, as primeiras patentes de produção de alumínio a partir da bauxita pelo processo eletrolítico foram lançadas pelo

francês Herault e o americano Hall (SHEASBY; PINNER; WERNICK, 2001; SIQUEIRA, 2012).

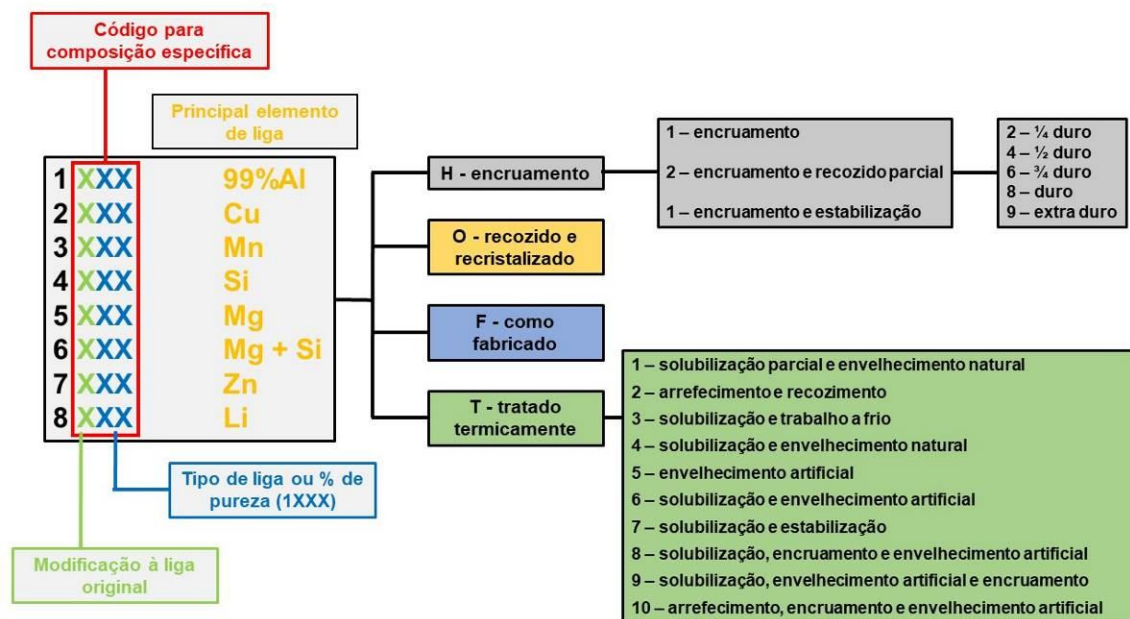
Impulsionado pela baixa densidade quando comparado aos aços (2,7 e 7,8 g/cm³), alta resistência mecânica de algumas ligas e a elevada resistência à corrosão, o alumínio se encontra entre as ligas aplicáveis em projetos de construção que necessitem de uma estrutura forte e leve, em particular, projetos que envolvam dinâmica (DAVIS, 2001). A resistência à corrosão do alumínio está ligada à formação de uma fina e resistente película de óxido. Quando uma superfície metálica de alumínio entra em contato com a atmosfera, o elemento imediatamente reage com o oxigênio e uma fina camada de óxido é formada nesta superfície. Este filme de óxido encontra-se sob tensão de compressão e, além de revestir toda a superfície metálica de forma contínua, também suporta uma certa quantidade de deformação do substrato sem se romper, ou seja, é um filme resistente e tenaz. Além disso, quando violada, a camada rapidamente se reconstrói, mantendo a proteção da superfície metálica (SHEASBY; PINNER; WERNICK, 2001; DAVIS, 2001). As ligas de alumínio, e o elemento puro, possuem uma estrutura cúbica de face centrada (CFC). Esta estrutura proporciona às ligas alta conformabilidade, devido aos planos de deslizamento contidos na estrutura CFC. Além disso, outra propriedade importante na aplicação das ligas é o baixo ponto de fusão (quando comparado aos aços, por exemplo), em torno de 650 °C (ASM INTERNATIONAL, 2022).

De acordo com a ASM INTERNACIONAL (2022) as ligas de alumínio podem ser classificadas em três grupos: ligas forjadas não tratáveis termicamente, ligas forjadas tratáveis termicamente e ligas fundidas. As ligas forjadas não tratáveis termicamente não podem ser reforçadas por endurecimento por precipitação; o aumento de resistência é conseguido, principalmente, pelo trabalho a frio. Dentro desse grupo incluem-se a série de alumínio comercialmente puro (1xxx), a série de alumínio-manganês (3xxx), algumas ligas da série alumínio-silício (4xxx) e a série de alumínio-magnésio (5xxx). As ligas forjadas passíveis de tratamentos térmicos podem ser endurecidas por precipitação e alcançar elevada resistência. Para este grupo incluem as séries 2xxx (Al-Cu e Al-Cu-Mg), a série 6xxx (Al-Mg-Si), a série 7xxx (Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu) e a ligas de alumínio-lítio da série 8xxx. Já as ligas de fundição incluem ligas não tratáveis termicamente e tratáveis termicamente. As principais categorias incluem a série 2xx.x (Al-Cu), a série 3xx.x (Al-Si + Cu ou Mg), a série 4xx.x (Al-Si), a série 5xx.x (Al-Mg), a série 7xx.x (Al-Zn) e a série 8xx.x (Al-Sn) (SIQUEIRA, 2012; ASM INTERNACIONAL, 2012).

A classificação e a nomenclatura das ligas de alumínio podem ser feitas tomando como base a composição química, grupo e tratamento térmico. O nome da liga é formado por 4 dígitos – XXXX. Para o grupo das ligas forjadas o primeiro dígito indica o elemento principal da liga; o segundo a modificação na liga base; o terceiro e o quarto uma composição específica. Já para o outro grupo, das ligas fundidas, o primeiro dígito indica o componente principal; o segundo e o terceiro composição específica e o quarto comportar o número 0 para peças fundidas e 1 para lingotes (SIQUEIRA, 2012).

A **Figura 15** abaixo apresenta uma forma esquemática de classificação das ligas de alumínio. Por exemplo, uma liga de alumínio 6013-T4 é uma liga de alumínio forjada contendo como elemento de liga principal o silício (Si) e o magnésio (Mg) além de Cobre (Cu). Além disso, a liga é tratada termicamente e tem sua resistência e dureza elevadas por conta da solubilização e envelhecimento natural (T4) (SIQUEIRA, 2012; ABDALLA, 2008).

Figura 15 – Esquema informativo para a classificação das ligas de alumínio



Fonte: Adaptado de SIQUEIRA (2012) e AIRES (2007)

2.5 CORROSÃO

O verbo corroer é derivado do latim “*rodere*” que possui o significado de roer. A palavra entrou na língua francesa por volta de 1314 para designar algo que havia sido roído, desgastado, consumido, de forma progressivamente por ação química. Já o termo corrosão surgiu no início do século XIX traduzido de “*corrosio*”, termo do latim que designa a ação de roer; e era utilizado como um vocábulo médico com significado de uma deterioração ou consumo gradual de uma substância por outra através de uma reação química ou bioquímica (VARGEL, 2020; Farlex Partner Medical Dictionary, 2022). Mesmo antes de ser nominada a corrosão já vinha sendo percebida e relatada pelo menos desde o Século II, com a deterioração das armas do exército Romano, e no início do Século XX a discussão e a contabilização dos custos da corrosão começaram a ser feitos, principalmente porque nesse período a teoria eletroquímica e os experimentos envolvendo corrosão já estavam bem avançados (VARGEL, 2020).

De acordo American Society for Testing and Materials (2017) a definição de corrosão é “a reação química ou eletroquímica entre um material, geralmente um metal, e seu ambiente que produz uma deterioração do material e de suas propriedades”. Já, segundo Callister (2003) “a corrosão é definida como o ataque destrutivo e não intencional a um metal; é eletroquímico e normalmente começa na superfície”. Chiaverini (1982) define como “ataque gradual e contínuo de metal por parte do meio circunvizinho, que pode ser a atmosfera mais ou menos contaminada das cidades, ou em meio químico, líquido ou gasoso”. Fontana (1986) explica que “corrosão é definida como a destruição ou deterioração de um material devido a reação com o ambiente em que está”. E Gentil (2007) define a corrosão como uma “deterioração de um material, geralmente metálico, por ação química ou eletroquímica do meio ambiente aliada ou não a esforços mecânicos”. Como pode ser observado existem inúmeras formas de classificar o processo de corrosão e em geral as classificações envolvem perda da integridade do material - seja física ou em relação à alguma propriedade – e é causada por reações químicas ou eletroquímicas com influência do ambiente em que o material se encontra.

Em relação às reações químicas e eletroquímicas responsáveis pelo fenômeno da corrosão a diferença fundamental encontra-se na transferência de cargas envolvida na corrosão eletroquímica, característica fundamental de tal fenômeno. No mecanismo

químico ocorre reação química direta entre o material, podendo este ser metálico ou não, e o meio corrosivo. Acontece em elevadas temperaturas devido a gases e vapores e por ter ausência de umidade é conhecida como corrosão seca (GENTIL, 2007). Já na corrosão eletroquímica ocorrem reações químicas que envolvem a transferência de cargas entre uma espécie química para outra, ou seja, há corrente elétrica gerada na reação. Pode-se dividir o processo de corrosão pelo mecanismo eletroquímico em três fases principais (GENTIL, 2007; CALLISTER, 2003):

- Processo anódico ou oxidação: passagem de íons para a solução; os átomos dos metais por característica doam elétrons para solução, o que é conhecido como reação de oxidação, formando íons carregados positivamente. Os locais onde ocorrem estas reações são conhecidos como anodo. Como exemplo, um metal M que possui n elétrons de valência ao sofrer oxidação, a reação pode ser exemplificada conforme a **Equação 1**:



Como exemplos, podem ser citados as reações de oxidação que ocorrem com o ferro e com o alumínio, **Equações 2 e 3**:



- Deslocamento dos elétrons e íons: ocorre a transferência dos elétrons (sentido da corrente) das regiões anódicas para as catódicas, sentido da oxidação para redução, e uma difusão de ânions e cátions na solução;
- Processo catódico: recepção de elétrons pelos íons ou moléculas existentes na solução, na região catódica chamada de catodo. Este processo é conhecido como redução. Em soluções ácidas, alta concentração de íons de hidrogênio (H^{+}), onde alguns metais sofrem processo de corrosão, estes íons são reduzidos formando e evoluindo na solução gás hidrogênio (H_2), conforme a reação mostrada na **Equação (4)**. Em soluções neutras e básicas contendo oxigênio dissolvido a reação de redução é mostrada na **Equação (5)**:



Estas reações de corrosão, anódica e catódica, ocorrem simultaneamente, ou seja, cada processo de oxidação é acompanhado de um processo de redução, não produzindo um acúmulo de carga. Esta particularidade do mecanismo eletroquímico permite avaliar a intensidade da corrosão observando a transferência de carga (GENTIL, 2007; CALLISTER, 2003).

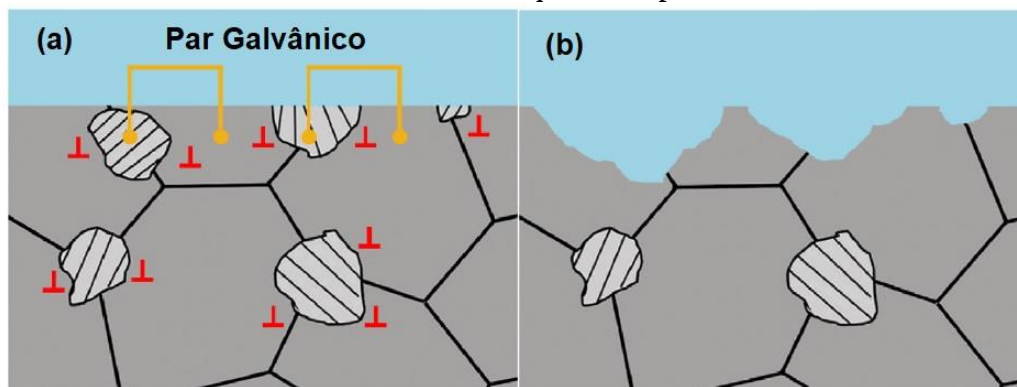
O aço bifásico com uma estrutura formada por uma matriz ferrítica com martensita dispersa ao longo dessa estrutura na presença de algum eletrólito – se imerso ou apenas presente em ambiente com umidade, chuva, etc. – vai sofrer corrosão galvânica que é um processo eletroquímico. Segundo Callister (2003) a corrosão galvânica ocorre quando dois metais ou ligas com composições diferentes são acoplados eletricamente e expostos a um eletrólito.

A pilha galvânica é formada justamente pela diferença de potencial existente entre os dois metais conectados, porém, considerando somente o aço bifásico, o conceito de corrosão galvânica seria aprofundado pensando na estrutura do material para explicar a formação de micropilhas galvânicas, ou seja, a diferença de potencial existente entre as fases do aço bifásico (ferrita e martensita – principalmente pela diferença de composição química em termos de carbono) proporcionam a formação de micropilhas galvânicas que são responsáveis pela corrosão do material (SHACKELFORD, 2000). Um melhor entendimento pode ser obtido com auxílio do trabalho de Angeli; Füreder e Kneissl (2006), que calcularam os potenciais de cada um dos componentes microestruturais de um aço bifásico e um aço multifásico. Tomando como referência a fase ferrítica (0,02%C), com diferença de potencial zero, a diferença de potencial das fases bainita (0,2%C), martensita (0,4%C), martensita (1,0%C) e cementita (6,67%C) foram de, respectivamente, +1,6 mV, +3,5 mV, +8,9 mV e +75,3 mV, sendo a última a fase mais catódica e a primeira – ferrita, a mais anódica.

Isso evidencia e explica a dissolução do ferro nesses materiais (ferrita). Chen *et al* (2021) estudaram o fenômeno da corrosão em um aço bifásico e concluíram que a fase martensítica é a precursora da corrosão na estrutura, posto que essa fase concentra defeitos

cristalinos de alta energia (contorno de grão e discordâncias, por exemplo) e a diferença de potencial existente entre ela e a fase ferrítica fornece uma força motriz para o processo de corrosão. A **Figura 16(a)** mostra a formação de micropilhas galvânicas na estrutura de um aço bifásico e a **Figura 16(b)** mostra a estrutura corroída.

Figura 16 – (a) Formação de par galvânico em uma estrutura bifásica – ferrita e martensita. (b) Estrutura após o processo de corrosão galvânica mostrando a dissolução da ferrita circundante a martensita que se desprende da estrutura



Fonte: Adaptado de Chen (2021)

Outras investigações acerca do comportamento de aços bifásicos em relação a corrosão foram realizadas. SARKAR (2005), estudou a corrosão de aço bifásico com diferentes estruturas morfológicas e frações volumétricas de martensita em solução de cloreto de sódio (NaCl) 3,5% chegando a conclusão de que a morfologia e a fração volumétrica são parâmetros determinantes para a taxa de corrosão, quanto maior a fração e o refino estrutural da martensita, ou seja, maior a taxa de corrosão. KAYALI e ANATURK (2013) também observaram esse mesmo fenômeno do aumento da taxa de corrosão conforme aumenta-se a quantidade de martensita em solução de NaCl 3,5%, mas explicaram em termos de diminuição de resistência à corrosão. Já, NOURI HASSANNEJAD e FARROKHI-RAD (2019) analisaram a influência da porcentagem de silício na composição de um aço bifásico e observaram que com o aumento do teor de silício há uma diminuição na diferença de potencial entre as fases ferrita e martensita. Conforme a diferença de potencial cai, a taxa de corrosão também cai.

2.6 SOLDAGEM A LASER

A soldagem a laser é um método de união que em comparação com outros métodos tradicionais apresenta maior produtividade, flexibilidade, eficácia e inúmeras outras vantagens, como maior penetração, menor distorção e velocidades de soldagem mais altas.

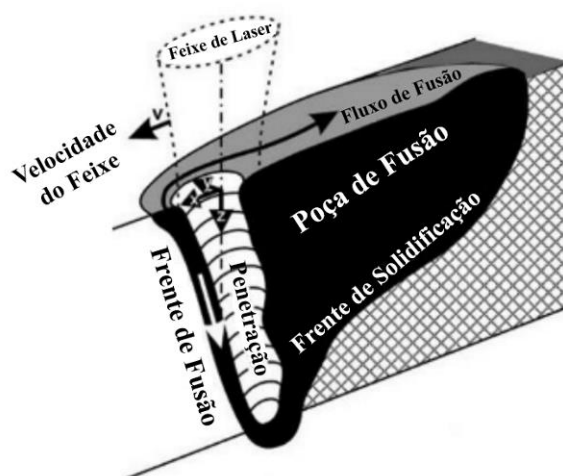
Porém, este é um processo que é afetado por uma série de variáveis tais como defeitos na microestrutura do material a ser soldado e contaminações na superfície de trabalho, por exemplo, resultando em uma solda defeituosa. Estes potenciais defeitos afetam as propriedades mecânicas dos componentes soldados e, como resultado, estes componentes podem se romper em serviço. Por tudo isso, a soldagem a laser é considerada um processo complexo (STAVRIDIS; PAPACHARALAMPOPOULOS; STAVROPOULOS, 2018).

A soldagem a laser usa o efeito de aquecimento de um feixe concentrado de luz (laser) monocromática e coerente para fundir o material base e com isso produzir um cordão de solda na peça. Portanto, o laser é uma onda eletromagnética com um espectro centrado em um determinado comprimento de onda (dependendo do meio laser) que vai do ultravioleta ao infravermelho distante (DAL; FABBRO, 2016). Em relação às principais variáveis do processo pode-se citar o material a ser soldado, a potência do feixe, o tamanho do ponto focalizado e a velocidade de soldagem. Ainda, é utilizado um gás inerte, geralmente hélio ou argônio, para proteger a poça de fusão contra contaminações, como também é utilizado em outros processos (SUN; ION, 1995).

Com relação às vantagens pode-se citar a alta velocidade de soldagem e, por conseguinte, alta produtividade; baixa entrada de calor resultante da alta concentração de energia; redução do retrabalho pós-soldagem; ausência de contato mecânico entre o equipamento laser e as peças; ampla possibilidade de união de materiais dissimilares. Já as desvantagens: exigência de posicionamento preciso das peças a serem soldadas; alto custo de equipamento e manutenção; posições de soldagem limitadas; baixa eficiência elétrica e, às vezes problemas metalúrgicos devido às altas taxas de resfriamento. Além disso, materiais com alta refletividade muitas vezes apresentam problemas metalúrgicos, devido à dificuldade de soldagem (CASALINO *et al*, 2010).

O processo de soldagem a laser pode ser dividido em processo de soldagem por condução e processo de soldagem por penetração (*keyhole*), de acordo com a intensidade e a principal diferença entre eles é a profundidade de penetração da solda (SIQUEIRA, 2012). Com isso, pode se definir a eficiência de transferência de energia como a razão entre a energia absorvida pelos materiais irradiados e a energia de saída do laser. Durante a soldagem a laser por condução, a eficiência da transferência de energia é equivalente à capacidade de absorção do metal. Por outro lado, quando o modo penetração é utilizado, a eficiência da transferência de energia pode ser muito maior do que a absorvidade do metal devido às múltiplas reflexões dentro do *keyhole* (ZHAO; WHITE; DEBROY, 1999). A **Figura 17** apresenta um esquema da soldagem a laser por *keyhole*.

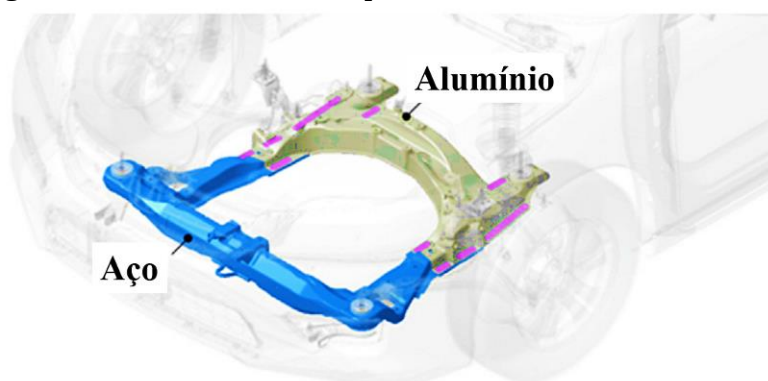
Figura 17 – Esquema da produção da fusão em um processo de soldagem a laser por penetração profunda (*keyhole*).



Fonte: Adaptado de Svenungsson; Choquet; Kaplan (2015)

Neste contexto, o processo de soldagem a laser tem sido muito aplicado para soldagem de juntas dissimilares, as quais podem ser definidas como juntas que contêm gradientes de composição e mudanças microestruturais que produzem variações nas propriedades químicas e físicas da junta (PRABAKARAN; KANNAN, 2019). Além das dificuldades já apresentadas, no caso de juntas dissimilares as diferenças nas propriedades e composições também refletem no processo de soldagem, que pode se tornar mais complexo quando se utiliza material de adição. A **Figura 18** apresenta uma junta que contém materiais dissimilares aplicados à indústria automobilística.

Figura 18 – Junta dissimilar aplicada à indústria automobilística



Fonte: Adaptado de Martinsen; Hu; Carlson (2015)

2.7 RUÍDO ELETROQUÍMICO

De acordo com Lynes (1951), os estudos voltados ao entendimento do fenômeno da corrosão tiveram dois períodos marcantes para o seu avanço. O primeiro ocorreu na primeira metade do século XIX, onde o interesse científico pelo assunto foi impulsionado pela invenção da bateria galvânica e pela controvérsia sobre a natureza e origem da corrente galvânica. E o segundo foi decorrente da percepção dos prejuízos diretos e indiretos causados pela corrosão. Estes estudos foram desenvolvidos na primeira metade do século XX, quando, após a revolução industrial, os grandes avanços tecnológicos comandavam o desenvolvimento das sociedades. Ainda de acordo com o autor, trabalhos de Keir (1790), Volta (1800) e Wollaston (1801) que abrangeram assuntos como passividade do ferro, teoria eletroquímica da bateria galvânica e teoria eletroquímica da corrosão ácida, respectivamente, marcaram o início da *Corrosion Science*.

Nos dias atuais é inegável a importância e a relevância do estudo da corrosão para a ciência e para a sociedade. O grande número de técnicas, teorias desenvolvidas e trabalhos publicados nessa área dá uma ideia da grandeza dessa ciência, conforme já foi demonstrado no primeiro capítulo deste trabalho. Uma consequência desse constante desenvolvimento e aprimoramento da ciência que envolve o fenômeno da corrosão é a técnica de ruído eletroquímico (E_N), que no final dos anos sessenta, quase duzentos anos após os trabalhos iniciais em corrosão eletroquímica, alguns trabalhos de forma intencional, outros acidental demonstraram que sistemas eletroquímicos produzem por si mesmos - sem excitação externa - sinais na forma de pequenas variações estocásticas (origem em eventos aleatórios) de potencial e corrente, fornecendo assim informações importantes sobre os processos associados à superfície do metal. Este fenômeno espontâneo observado foi chamado de ruído eletroquímico (KLAPPER; GOELLNER; HEYN, 2007).

A técnica de E_N analisa o ruído gerado pelas oscilações de corrente e potencial eletroquímico. Estes sinais ocorrem na interface metal/eletrólito e estão associados aos processos de transferência de carga (PÉREZ-QUIROZ, *et al*, 2014). Desse modo, de acordo com PÉREZ-QUIROZ *et al* (2014) e RIOS (2011), essa transferência de carga está ligada à dissolução do metal, e o ruído eletroquímico gerado pode ser associado a heterogeneidades do material e sistema eletroquímico, como: segregações; impurezas; fases com composição química diferente; tratamentos térmicos e mecânicos; anisotropias ou defeitos na estrutura cristalina; evolução do hidrogênio; mudanças na taxa de transporte de massa; troca iônica e

átomos na superfície como consequência do equilíbrio dinâmico do metal e meio; microfissuras; pitting; abrasão e passivação.

A análise da transferência de carga é realizada sem qualquer perturbação externa de potencial, isto é, análise em potencial de circuito aberto (E_{OCP}), e o estudo do E_N pode fornecer a taxa de corrosão e indicar os mecanismos de corrosão baseando em análises dos dados no domínio do tempo e da frequência, respectivamente (OBOT *et al*, 2019). Uma das vantagens desta técnica em relação às convencionais está justamente na análise em E_{OCP} , pois de acordo com OBOT *et al* (2019), indução de fenômenos eletroquímicos por meio da aplicação de potencial pode causar distorções nos resultados de resistência à polarização, alterações na resistência à transferência de carga medida por espectroscopia de impedância eletroquímica e também na taxa de corrosão fornecida pela técnica de modulação de frequência eletroquímica. Além disso, a introdução de potenciais ao sistema eletroquímico pode causar danos à amostra e interferir nas verdadeiras reações eletroquímicas que ocorrem na superfície do eletrodo (OBOT *et al*, 2019).

Além dessa vantagem, Xia e Behnamian (2015) também exaltam que a técnica de E_N pode ser aplicada *in situ* para aquisição de dados em monitoramento de corrosão em campo de forma rápida; a técnica também pode ser utilizada para analisar o mecanismo de corrosão sem a necessidade de estabelecer o modelo eletroquímico e possui fácil configuração de experimentação.

2.7.1 Remoção da tendência DC

Existem diversas maneiras de se remover a tendência DC do sinal do ruído eletroquímico, como por exemplo, as técnicas de média móvel, ajuste polinomial, filtragem analógica ou digital passa-alta (HP) e análise de *wavelets* (HOMBORG *et al*, 2012). Algumas delas já se mostraram ineficazes como é o caso do ajuste polinomial que dependendo do grau do polinômio escolhido pode-se acabar excluindo informações importantes do sinal (XIA; BEHNAMIAN, 2015; HOMBORG *et al*, 2012) e da técnica utilizando média móvel que segundo Bertocci *et al* (2002) não é apropriada para remoção de tendência DC. Na contramão das funções mencionadas, as funções *wavelets* se apresentam como uma poderosa técnica de processamento de dados que pode ser utilizada em sinais não estacionários com o propósito de extrair informações relevantes acerca das variações em frequência, assim como também é capaz de detectar estruturas localizadas no espaço-tempo.

Existem dois tipos de transformadas de *wavelets*, as transformadas contínuas e as discretas. Para a interpretação e tratamento de sinais de corrosão é utilizada a transformada discreta, mais precisamente a transformada de *wavelets* ortogonal (RIOS, 2011). Considerando os dados em função do tempo como x_n onde $n = 1, 2, 3, \dots$, com $N \in \mathbb{R}$ que formam uma base cartesiana, a transformada de *wavelets* pode ser representada a partir de funções oscilantes. Deste modo, a partir da combinação linear de duas funções base $\Phi_{j,n}$ e $\Psi_{j,n}$ o sinal pode ser representado de acordo com a **Equação 6** (HOMBORG *et al*, 2012; XIA; BEHNAMIAN, 2015, RIOS, 2011):

$$x(t) = \sum_k a_{I,k} \Phi_{I,k}(t) + \sum_k d_{I,k} \Psi_{I,k}(t) + \sum_k d_{I-1,k} \Psi_{I-1,k}(t) + \sum_k d_{1,k} \Psi_{1,k}(t) \quad \text{Eq. 6}$$

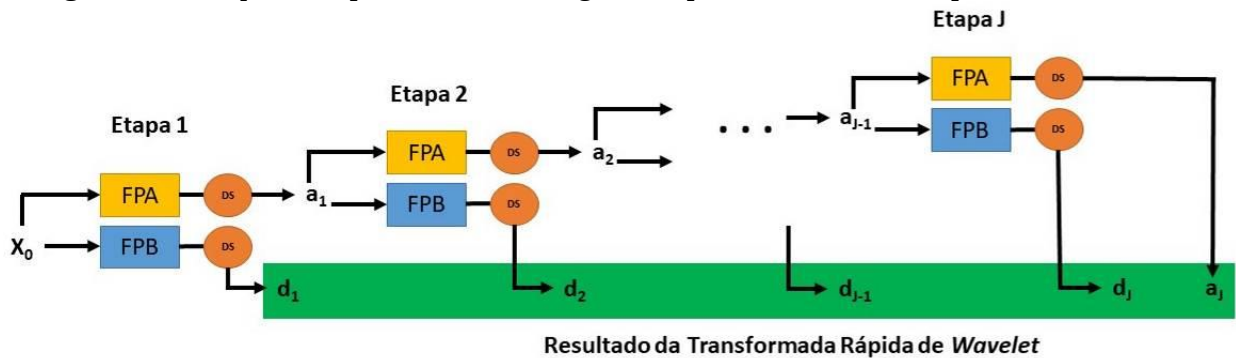
onde os termos $a_{I,k}$, $d_{I,k}$, $d_{I-1,k}$ e $d_{1,k}$ são os coeficientes *wavelets*. A **Eq. 6** pode ser aproximada para a **Eq. 7** (HOMBORG *et al*, 2012; XIA; BEHNAMIAN, 2015):

$$x(t) = A_J(t) + D_J(t) + D_{J-1}(t) + \dots + D_1(t) \quad \text{Eq. 7}$$

onde os termos A_J , D_J , D_{J-1} e D_1 são denominados cristais e descrevem a função $x(t)$ em uma escala J diferente, sendo a máxima escala analisada a de valor J . Deste modo, cada cristal é associado a uma característica do sinal em uma determinada escala de tempo e uma faixa de frequência específica, fazendo com que a análise de sinais por *wavelet* represente o sinal em várias escalas de tempo ou resoluções (HOMBORG *et al*, 2012; XIA; BEHNAMIAN, 2015).

Efetivamente, a transformada discreta de *wavelet* pode ser calculada por meio de um algoritmo que envolve três operações: filtragem passa-baixa (para baixas frequências), filtragem passa-alta (para altas frequências) e *down-sampling* (redução do número de dados pela metade). Este método é denominado de transformada rápida de *wavelet*. A **Figura 19** mostra um esquema exemplificando o método da transformada rápida de *wavelet*, onde FPA denota filtragem passa-alta, FPB filtragem passa-baixa e DS *down-sampling*.

Figura 19 – Esquema representativo do algoritmo para transformada rápida de *wavelet*



Fonte: Adaptado de Rios (2011) e Hamborg *et al.* (2012)

Na **Figura 19** é mostrado um esquema do funcionamento da transformada rápida de *wavelet*, onde em sua primeira etapa acontece a decomposição do sinal x_n nos coeficientes a e d . Este primeiro, $a - (a_{1,1}, a_{1,2}, \dots, a_{1,n/2})$, chamado de coeficiente de aproximação, contém as informações acerca da tendência geral do sinal. O segundo coeficiente $d - (d_{1,1}, d_{1,2}, \dots, d_{1,n/2})$, chamado de coeficiente de detalhe, carrega as informações com relação às flutuações locais no sinal. Ao fim da primeira etapa os coeficientes de detalhe, d_1 , são salvos pois são eles que guardam as informações referentes às características de frequências altas contidas no sinal e aplica-se novamente os filtros no coeficiente a_1 . Assim como na primeira etapa, na segunda são gerados dois novos conjuntos de coeficientes, d_2 e a_2 . O ciclo do algoritmo dura J vezes e no final tem-se o sinal original decomposto em J coeficientes de detalhes ($d_1, d_2, \dots, d_J$) e um coeficiente de aproximação (a_J). É importante ressaltar que em cada iteração (etapa) o resultado do coeficiente gerado a_J contém metade dos dados da etapa anterior (RIOS, 2011).

2.7.2 Diagramas de energia

Já foi mencionado sobre as vantagens da utilização de *wavelets* na análise de sinais de ruído eletroquímico, principalmente na etapa de remoção da tendência DC. Ao se remover a tendência DC o sinal foi separado em oito cristais ($d_1 - d_8$) e na tendência do sinal, a_8 , que foi removida por ser entendida como a tendência DC. Ao separar os cristais e remover a tendência, tem-se a condição de normalizar essas energias concentradas nos cristais pois a quantificação dessas energias distribuídas fornecem o tipo de corrosão dominante no sistema, pois a cada nível/cristal é associada uma frequência de duração dos fenômenos existentes nos experimentos.

A vantagem desse tipo de análise em relação à análise por Fourier, muito utilizada até nos dias de hoje, consiste em que a análise por Transformada de Fourier – análise de densidade espectral de energia - além de analisar o sinal apenas pela média dos principais pontos obtidos durante a medida, considera o fenômeno em questão é estacionário, o que para as medidas de ruído eletroquímico de corrente e potencial já foi explicado ser falso. Portanto, a análise de *wavelets* também é uma potente ferramenta para análise dos sinais de ruído eletroquímico em termos de frequência. A forma mais comum de representar e interpretar os resultados obtidos com análise por *wavelets* é a estimativa da contribuição energética de cada nível de decomposição em relação ao sinal de ruído de corrente normalizado, ou seja, sem tendência DC. Neste contexto, a energia do sinal é calculada de acordo com as **Equação 8 a 11** (RIOS, 2011; PENG *et al*, 2021):

$$E = \sum_{n=1}^N x_n^2 \quad n = 1, 2, \dots, N \quad \text{Eq. 8}$$

onde a fração de energia associada a cada nível de decomposição pode ser calculada segundo as **Equações 9 e 10**:

$$E_j^d = \frac{1}{E} \sum_{n=1}^{N/2^j} d_{j,n}^2 \quad j = 1, 2, \dots, J \quad \text{Eq. 9}$$

$$E_j^d = \frac{1}{E} \sum_{n=1}^{N/2^j} a_{j,n}^2 \quad , \quad \text{Eq. 10}$$

devido às propriedades da função *wavelets*, pode-se unir as **Equações 9 e 10** na forma da **Equação 11**:

$$E = E_s + \sum_{j=1}^J E_j^d \quad \text{Eq. 11}$$

Deste modo, pode-se construir diagramas de distribuição de energia para cada sinal, onde é possível realizar uma análise qualitativa e quantitativa do tipo de corrosão ocorrendo no sistema em medição pela distribuição das frações energéticas em cada cristal.

A relação das parcelas de energias acumuladas nos cristais com os fenômenos corrosivos ocorrentes no sistema em análise ainda possui divergências na literatura. Rios (2011) afirma que as energias dos níveis d_1 a d_4 estão relacionadas a eventos de corrosão uniforme e as energias nos níveis d_5 a d_8 estão relacionadas a eventos de corrosão

localizada. Xia, Song e Behnamian (2016) descrevem que nos cristais de d_1 a d_3 a energia acumulada está relacionada aos processos de corrosão generalizada e passivação, nos cristais d_7 e d_8 corrosão localizada e para os cristais d_4 a d_6 há um processo misto de corrosão, localizada e uniforme. Porém, em outros estudos encontra-se que a distribuição de energia relativa nos cristais d_1 , d_4 - d_6 e d_8 está relacionada a formação de pites metaestáveis, pites e difusão, respectivamente (ZHANG *et al*, 2007; LI *et al*, 2018; LIU; LI; WANG, 2008). Zhao *et al* (2007), relata que energias muito altas acumuladas no cristal d_8 indicam difusão de oxigênio.

Conforme visto anteriormente o processo de corrosão envolve dois mecanismos básicos, a dissolução do metal e a redução do oxigênio, em meios neutros, portanto as energias acumuladas no cristal d_8 indicam a ocorrência de um processo corrosivo constante. Ainda, Suresh e Mudali (2014) pontuam que os cristais d_1 - d_3 fornecem informações sobre eventos rápidos, como pitting metaestável, d_3 - d_6 está associado à repassivação ou propagação de pites e d_6 - d_8 referente à difusão ou crescimento de pites.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Para a realização deste trabalho foram utilizadas duas ligas: aço bifásico (*Dual Phase Steel 980*) com espessura de 1,2 mm, fornecido em forma de chapas laminadas a frio pela Usiminas e uma liga de alumínio 6013-T4 com espessura de 1,2 mm fornecida pela Empresa Brasileira de Aeronáutica S/A – EMBRAER. A escolha desses materiais se deu pelas propriedades e aplicação tecnológica que ambos possuem, podendo ser utilizados na indústria automobilística e aeronáutica/aeroespacial. A composição química nominal destes materiais está representada na **Tabela 1** e suas propriedades mecânicas, na **Tabela 2**.

Tabela 1 - Composição química dos materiais utilizados (% em peso)

Elemento de Liga	DP980	Alumínio 6013-T4
Carbono (C)	0,23 máx	0,60 – 1,00
Silício (Si)	2,00 máx	0,10 – 0,60
Manganês (Mn)	3,30 máx	-
Fósforo (P)	0,09 máx	-
Enxofre (S)	0,04 máx	0,10
Cromo (Cr)	-	0,80 – 1,20
Magnésio (Mg)	-	0,60 – 1,10
Cobre (Cu)	-	0,10
Titânio (Ti)	-	0,25
Zinco (Zn)	-	0,30
Ferro (Fe)	Balanço	-

Fonte: Usiminas (2020), The Aluminium Association (2015)

Tabela 2 - Propriedades mecânicas dos materiais utilizados

Material	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
DP980 (T)	980 mín	550 - 730	8 mín ($L_0 = 80$ mm)
6013 – T4	325	185	24

Fonte: Usiminas (2020), The Aluminium Association (2015)

3.2 METODOLOGIA

3.2.1 Espectroscopia de fluorescência de raios X – FRX

A composição química dos materiais – aço DP980 e liga de alumínio AA6013-T4 foi verificada por espectroscopia de fluorescência de raios X, em um equipamento Axios MAX (PANalytical), **Figura 20**, situada no Laboratório de Caracterização Química do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de Lorena – USP. A medida foi realizada de forma semiquantitativa sem padrões, com determinação de elementos químicos de flúor ao urânio. A amostra foi preparada por engastamento em ácido bórico.

Figura 20 – Equipamento usado para análise de espectroscopia de fluorescência de raios X

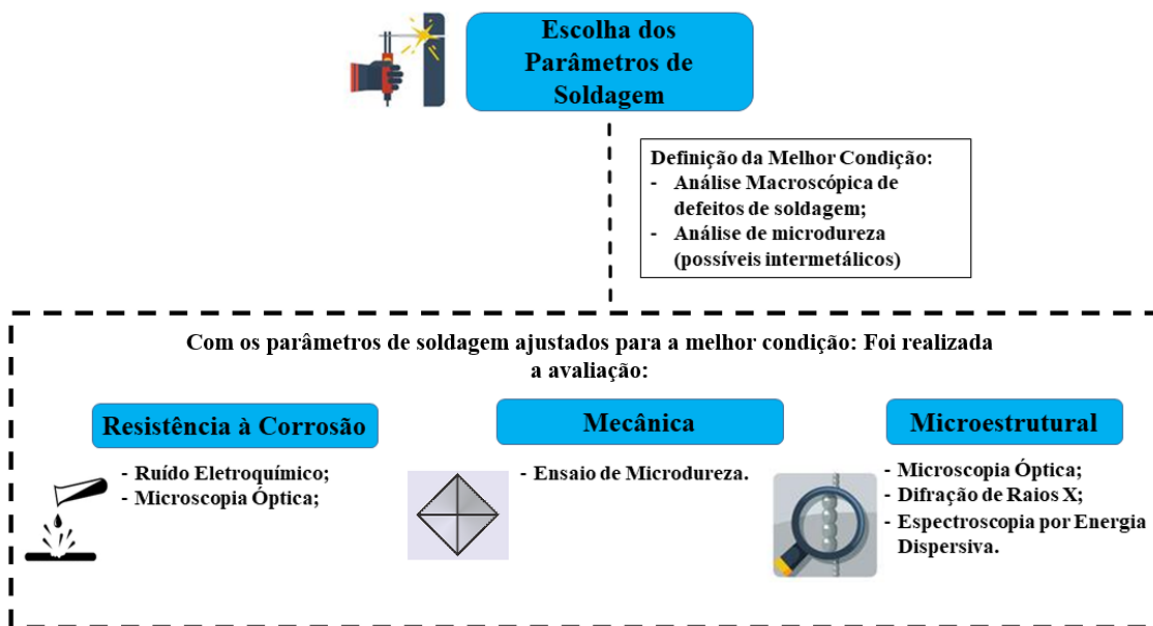


Fonte: Industrysearch (2022)

3.2.2 Escolha dos Parâmetros de Soldagem

Na **Figura 21** está ilustrado um fluxograma das etapas experimentais. Como pode ser observado nesta figura, os parâmetros de soldagem foram estabelecidos com base na análise macroscópica e de microdureza. Os parâmetros testados estão relacionados na **Tabela**

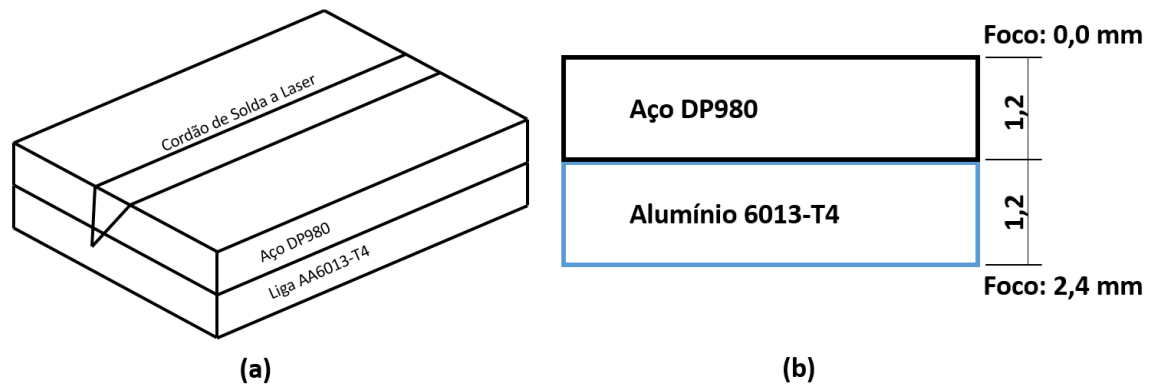
Figura 21 - Fluxograma mostrando as etapas realizadas no trabalho



Fonte: Próprio Autor (2022)

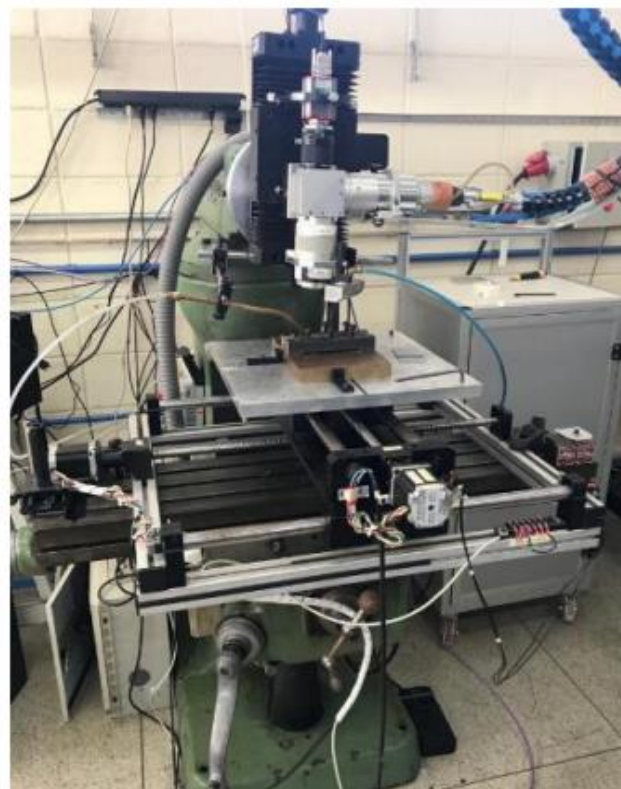
A soldagem das amostras foi realizada no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do Instituto de Estudos Avançados (IEAv – DCTA). As placas de aço foram soldadas às de alumínio na configuração sobreposta, conforme representado na **Figura 22(a)**. A direção de soldagem foi escolhida paralela à direção de laminação das chapas, tanto do aço como do alumínio, e a solda foi realizada com a chapa de aço em cima da chapa de alumínio, recebendo o feixe de laser, devido às propriedades reflexivas do alumínio, A **Figura 22(b)** detalha o foco do laser usado. O equipamento utilizado foi um laser modelo IPG-YLR-2000, operando a 1070 nm de comprimento de onda e 2000 W de potência máxima. O gás argônio foi utilizado para proteção da piscina de solda com uma vazão de 10 L / min, conforme **Figura 23**.

Figura 22 – (a) Desenho representativo do modo de soldagem entre o aço DP980 e alumínio 6013-T4; **(b)** Foco utilizado no processo de soldagem



Fonte: Próprio Autor (2022)

Figura 23 – Equipamento para realização da soldagem a laser



Fonte: Próprio Autor (2022)

Para este estudo exploratório foram testadas cinco condições de solda. As condições foram baseadas na experiência do operador do equipamento e também em resultados de trabalhos anteriores desenvolvidos com a liga de alumínio e outras ligas semelhantes às do aço DP980 (SIQUEIRA, 2012). Antes de iniciar o processo de soldagem, as chapas de aço foram lixadas com lixas de granulometria 220 mesh e posteriormente lavadas com

detergente, para a finalização da limpeza foi realizada com acetona para remoção de gordura. As condições testadas são informadas na **Tabela 3**.

Após o processo de soldagem foram extraídas amostras das chapas soldadas na direção transversal, superficial e longitudinal ao cordão de solda utilizando o processo de eletroerosão a fio, para a realização das análises subsequentes. As amostras foram extraídas utilizando o equipamento Agie Charmilles, FW 2U, situado no Laboratório de Estudo de Usinagem da FEG-UNESP. A utilização do processo de eletroerosão a fio é importante na confecção de amostras metalográficas ou mecânicas, pois evita a ocorrência de vibração durante o processo de seccionamento. A vibração causada durante os processos convencionais de corte pode levar as amostras à fratura devido à possível fragilização da solda pela formação de intermetálicos Fe_xAl_y .

Tabela 3 - Parâmetros testados no estudo exploratório para definição da melhor condição de soldagem

Experimento	Potência (W)	Vel. de soldagem (mm/s)	Foco do laser
Amostra 1	1300	50	Superfície Aço (0 mm)
Amostra 2	1300	50	2,4 mm (superfície liga de Al)
Amostra 3	1000	25	2,4 mm (superfície liga de Al)
Amostra 4	800	25	2,4 mm (superfície liga de Al)
Amostra 5	900	25	2,4 mm (superfície liga de Al)

Fonte: Próprio Autor (2022)

Após o seccionamento, as amostras foram submetidas aos procedimentos normatizados para preparação de amostras metalográficas, seguindo a Norma ASTM E 3-11 (2017). As amostras foram embutidas a quente, utilizando resina fenólica (baquelite). Após, passaram pelo processo de lixamento utilizando lixas d'água na seguinte sequência granulométrica: #220, 320, 400, 600, 1000, 1200, 1500 e 2000 mesh. Para este processo foi utilizado uma lixadeira manual para metalografia STRUERS, localizada no DMT/FEG/UNESP. O polimento foi realizado de forma manual utilizando o equipamento POLITRIZ AP10 PANAMBRA. Foi utilizado pano para polimento OP-NAP, fabricação STRUERS e suspensão de sílica coloidal para materiais ferrosos (*Colloidal Silica Suspension, Non-Crystallizing* - 0,05 μ m), fabricação ALLIED. Após as etapas de lixamento

e polimento as amostras foram submetidas ao banho ultrassônico imersas em álcool por 10 min e em seguida atacadas com reagente Nital 2%.

Posteriormente aos processos de preparação, realizou-se a captura de imagens da secção transversal da solda para a verificação de defeitos e penetração da solda no Laboratório de Microscopia do DMT/FEG/UNESP. As imagens foram obtidas por microscopia óptica nos seguintes equipamentos: microscópio óptico Epiphot 200 (Nikon), e estereoscópio binocular Stemi 2000 (Carl Zeiss). Em ambos, as imagens foram capturadas com câmeras SKT-ML500C-135A (Industrial Digital Camera), de 5 MP. O software utilizado para captura das imagens foi o ImageJ. A **Figura 24** abaixo mostra alguns dos equipamentos utilizados: **(a)** Lixadeira; **(b)** politriz; **(c)** Microscópio Estéreo; **(d)** Ephiphot; **(e)** Máquina de eletroerosão a fio.

Figura 24 – Equipamentos utilizados na confecção e preparação dos corpos de prova e na análise metalográfica dos mesmos **(a)** Lixadeira; **(b)** politriz; **(c)** Microscópio Estéreo; **(d)** Ephiphot; **(e)** Máquina de eletroerosão a fio



Fonte: Próprio Autor (2022)

3.2.3 Dureza Vickers por microindentação

Para a análise da dureza, as amostras foram ensaiadas utilizando a Norma ASTM E384 – 2017, usando equipamento Microdurômetro WOLPERT com penetrador de diamante Vickers, piramidal de base quadrada, com ângulo de 136° entre os planos, localizado no Laboratório da Estudos da Usinagem DMT/FEG/UNESP, com aplicação de uma carga de 1,96 N (200 g) e tempo de indentação de 15 segundos (ASTM E384-2017). Foi realizada uma varredura em linha reta em três regiões da amostra soldada, todas na parte superior, no aço. Foi realizada uma análise perto da superfície, uma ao centro e outra próxima à interface aço/alumínio. Definido o centro da solda como ponto 0 foram realizados 20 pontos a direita e 20 pontos a esquerda, totalizando 41 pontos (-20 a +20). Portanto, em cada amostra foram avaliados 123 pontos. A **Figura 25** apresenta uma imagem do equipamento utilizado.

Figura 25 - equipamento Microdurômetro WOLPERT com penetrador de diamante Vickers

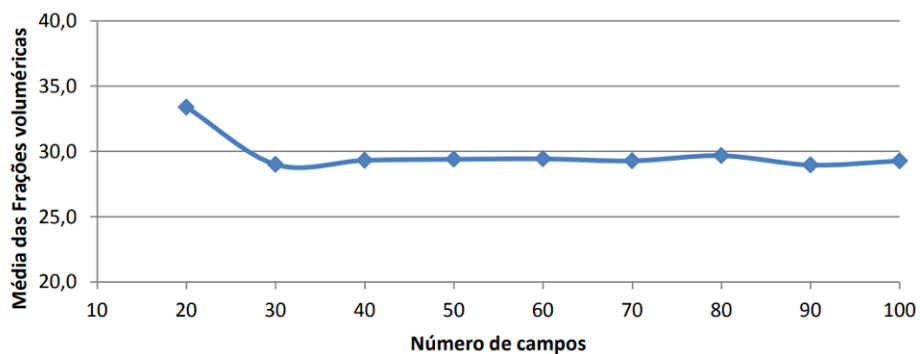


Fonte: Próprio Autor (2022)

3.2.4 Quantificação da fração volumétrica das fases do aço DP980

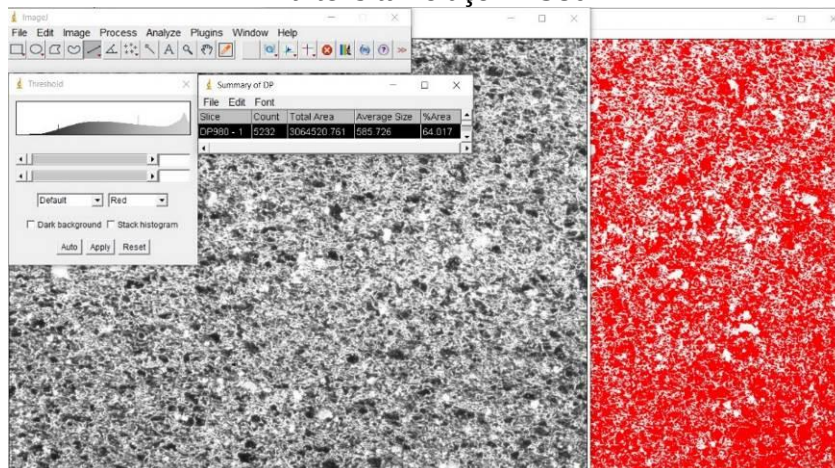
Para a amostra de aço DP980 também foi realizada a quantificação da fração volumétrica dos constituintes ferrita e martensita. Para tanto foi utilizado o software ImageJ com auxílio da função *Threshold*. Foram utilizadas 30 imagens baseadas em estudo prévio com o mesmo material, porém de outra classe, em que a média da fração volumétrica se estabilizava com 30 imagens, conforme **Figura 26**. A Figura 27 mostra o processo de *Threshold* no aço DP980.

Figura 26 – Variação da média da fração volumétrica para a martensita em função do número de imagens



Autor: Próprio Autor (2022)

Figura 27 – Aplicação da função *Threshold* para cálculo da fração volumétrica de martensita no aço DP980



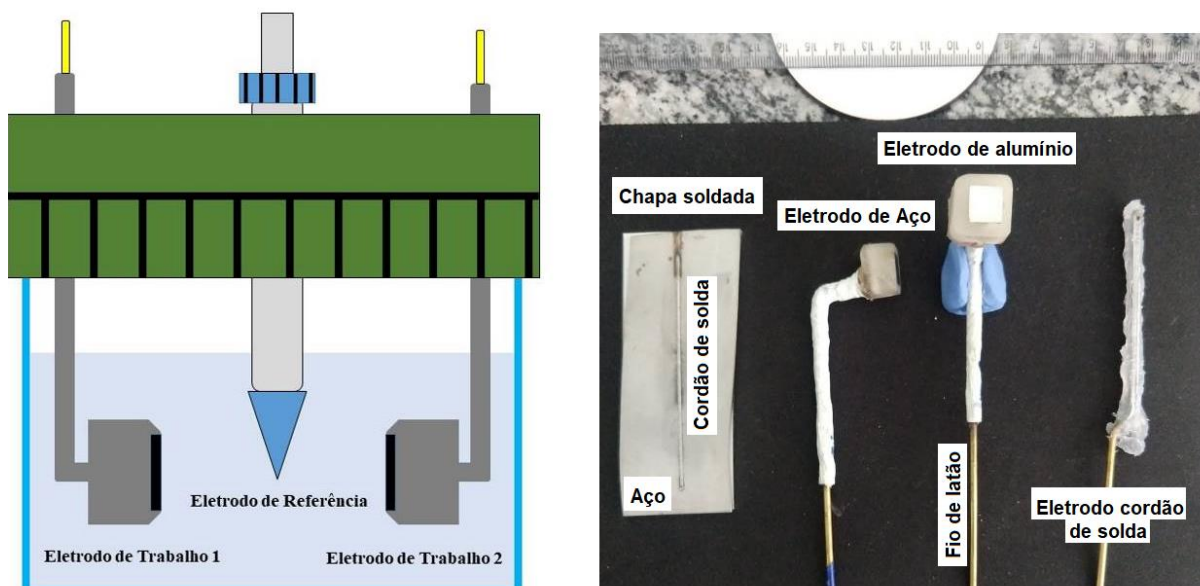
Autor: Próprio Autor (2022)

3.2.5 Medidas de Corrosão

3.2.5.1 Medidas e Análises de Ruído Eletroquímico

As medidas de ruído eletroquímico foram realizadas utilizando-se uma configuração diferente de célula eletroquímica, dois eletrodos de trabalho e um de referência (Ag | AgCl, KCl (sat)), conforme representação esquemática da **Figura 28(a)**. As medidas foram realizadas no Laboratório de Química DFQ/FEG/UNESP em temperatura ambiente, utilizando 250 ml de volume de solução em todos os experimentos.

Figura 28 – (a) Ilustração da célula eletroquímica utilizada nos ensaios de ruído eletroquímico com dois eletrodos de trabalho e um eletrodo de referência. (b) Amostras usadas nas medidas de ruído



Fonte: Próprio Autor (2022)

Foram realizados seis experimentos, com eletrodos de aço DP980 (área de 1,0 cm², de cada eletrodo), eletrodos de liga de alumínio 6013-T4 (área de 1,0 cm², de cada eletrodo) e eletrodos do cordão de solda (área aproximada de 1,6 cm², de cada eletrodo), primeiramente em meio de Na₂SO₄ 0,1 M e depois em NaCl 3,5% (0,6 M). A **Figura 28(b)** ilustra os eletrodos utilizados neste trabalho. Para todos os eletrodos foi necessário soldar um fio de latão de aproximadamente 2,0 mm de diâmetro para servir de contato elétrico para as medidas eletroquímicas. O fio foi fixado nos eletrodos utilizando ancoragem mecânica e solda de estanho para garantir o contato. Os eletrodos foram embutidos em resina polimérica para isolar o contato com o fio de latão e deixar exposto ao eletrólito

somente a superfície. No caso dos eletrodos com o cordão de solda, utilizou-se uma cola de silicone para isolar a superfície de análise. Na **Tabela 4** estão apresentados os parâmetros utilizados no ensaio de ruído eletroquímico.

Tabela 4 - Resumo dos parâmetros adotados nos experimentos de ruído eletroquímico

Experimento	Eletrodo de Trabalho	Solução	Tempo	Medidas
1	Aço DP980	Na ₂ SO ₄ 0,1 M	1024 s	00, 09, 24, 33, 48, 57 e 72 h
2	Aço DP980	NaCl 3,5% (0,6 M)	1024 s	00, 09, 24, 33, 48, 57 e 72 h
3	Alumínio 6013-T4	Na ₂ SO ₄ 0,1 M	1024 s	00, 09, 24, 33, 48, 57 e 72 h
4	Alumínio 6013-T4	NaCl 3,5% (0,6 M)	1024 s	00, 09, 24, 33, 48, 57 e 72 h
5	Cordão de Solda	Na ₂ SO ₄ 0,1 M	1024 s	00, 09, 24, 33, 48, 57 e 72 h
6	Cordão de Solda	NaCl 3,5% (0,6 M)	1024 s	00, 09, 24, 33, 48, 57 e 72 h

Fonte: Próprio Autor (2022)

Os procedimentos utilizados na preparação dos eletrodos seguem os processos normatizados pela ASTM E 3-11 (2017) de seccionamento, embutimento, lixamento e polimento conforme descrito na seção 4.2.1. As técnicas de preparação foram realizadas no Laboratório de Metalografia DMT/FEG/UNESP, conforme já mencionado anteriormente.

A aquisição simultânea de dados de ruídos de corrente e potencial foi realizada utilizando um potenciostato Autolab PGSTAT302N através do software Nova 1.8 com medidas a cada 0,5 segundos. Também foram analisadas as superfícies dos eletrodos em cada medida de ruído eletroquímico utilizando microscopia óptica (microscópio estereoscópio binocular Stemi 2000 (Carl Zeiss), com câmera SKT-ML500C-135A (Industrial Digital Câmera), de 5 MP). Para cada registro foi utilizada numa razão de dois pontos por segundo, totalizando 2048 pontos em um intervalo de 1024 segundos. Para cada conjunto de amostras (dois eletrodos de aço, alumínio ou solda) as medidas foram efetuadas em diferentes tempos de imersão, conforme mostrado na **Tabela 4**.

3.2.5.2 Análise dos Resultados de Ruído Eletroquímico

A análise dos resultados obtidos no domínio do tempo fornece uma interpretação estatística dos ruídos, pela avaliação das flutuações de corrente e de potencial, de onde calcula-se a resistência do ruído (R_n) para avaliação da corrosão nos diferentes meios e nos diferentes materiais.

No entanto, antes de interpretar os resultados, faz-se necessário remover a tendência DC de cada registro experimental. Para isso, foi escolhida a função *wavelets* utilizando a função ortogonal *Dabechies* – db4 aplicada em oito níveis de decomposição. Para esta análise foi utilizado o *software* MATLAB. Por se tratar de um método não-convencional, no **Anexo 1** é mostrado o passo a passo para remoção da tendência DC dos sinais de corrente de Ruído Eletroquímico utilizando o *software* MATLAB.

A técnica de Ruído Eletroquímico também permite a avaliação das respostas no domínio da frequência. Analisando-se o espectro de energias dos sinais, também com auxílio da função *wavelets Dabechies* – db4, pode-se caracterizar o processo de corrosão. A obtenção dos gráficos de energia é mostrada passo a passo, **Anexo 2**, com auxílio do *software* MATLAB.

Uma outra forma de análise e interpretação dos dados também foi realizada. Com os dados de ruído de corrente normalizados, foi calculada a integral do sinal para obtenção de um gráfico de Carga (Q) x Tempo. A visualização da intensidade de corrosão nesta análise é direta, ou seja, quando maior a carga acumulada maior a intensidade de corrosão, diferentemente de R_n que mostra uma resistência à corrosão.

3.2.6 Caracterização por Difração de Raios X – DRX

A técnica de Difractometria de raios X foi utilizada com intenção de observar a formação de intermetálicos no cordão de solda. As medidas foram realizadas em quatro amostras: Aço DP980, Alumínio 6013-T4, cordão de solda localizado na chapa de aço DP980 e cordão de solda localizado na chapa de alumínio 6013-T4 – as amostras foram separadas, ou seja, separou a união do aço com o alumínio, para se ter acesso a uma maior área da solda. Para tanto, foi utilizado um difratômetro de raios X da Bruker, modelo D8 Advance, utilizando radiação $\text{CuK}\alpha$, com corrente de 25mA, tensão de 40kV, intervalo 20 de medição de 20° a 140°, com passo de 0,02°, tempo de contagem de 0,35s para cada 20 e abertura da fenda de 0,6mm. A caracterização foi realizada no DMT/FEG/UNESP. A **Figura 29** mostra o equipamento utilizado para a caracterização por DRX.

Figura 29 - Difratorômetro de raios X da Bruker, modelo D8 Advance.



Fonte: Bruker (2022)

3.2.7 Caracterização por Espectroscopia de Energia Dispersiva

Para análise dos elementos na região do cordão de solda foi utilizada a técnica de Espectroscopia de Energia Dispersiva com auxílio do Microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM-6010. A análise foi realizada no laboratório Multiusuário de Caracterização de Materiais (LMCMat) na UNESP – Sorocaba. A **Figura 30** apresenta uma imagem do equipamento utilizado.

Figura 30 - Microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM-6010 para análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva.

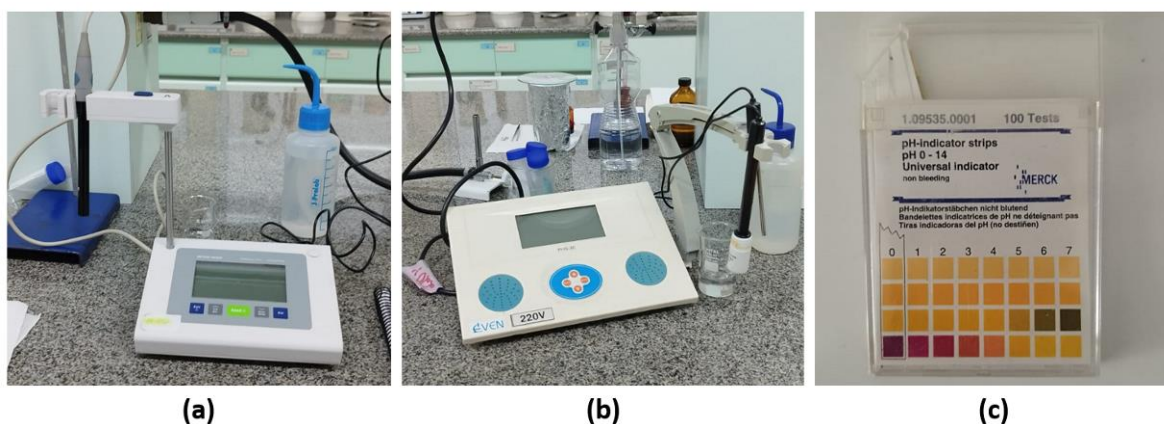


Fonte: UNESP (2022)

3.2.8 Análise de condutividade e pH para as medidas de corrosão

Com o objetivo de acompanhar os valores de condutividade e pH das soluções utilizadas nas medidas de corrosão foram utilizados os equipamentos pHmetro de bancada com calibração automática PHS-3E da Satra, também foram realizadas medidas com fita indicadora de pH da marca MERCK afim de comparação com as medidas digitais. Para as medidas de condutividade foi utilizado o equipamento Condutivímetro portátil FiveEasy Plus da marca Mettler Toledo. As medidas foram realizadas no Laboratório de Química do Instituto Federal de São Paulo – Câmpus de São José dos Campos. A **Figura 31** mostra os equipamentos utilizados para as medidas.

Figura 31 – Equipamentos utilizados para medidas de pH. **(a)** condutivímetro; **(b)** pHmêtro; **(c)** fita indicadora de pH



Fonte: Próprio Autor (2022)

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS

A composição química da liga foi avaliada para comparação dos elementos informados nos manuais de especificação dos materiais. A **Tabela 5** apresenta os valores obtidos com a análise por espectroscopia de fluorescência de raios X em comparação com os valores encontrados em norma. Pode-se observar que os valores medidos estão de acordo com os valores normalizados, e o aço DP980 não apresenta camada de zinco, comumente colocada em produtos laminados para proteção contra corrosão.

Tabela 5 – Comparação da composição química do aço DP980 e liga de alumínio 6013-T4 medida e normalizada

Elemento de Liga	DP980 NORMA	DP980 MEDIDO	Alumínio 6013-T4 NORMA	Alumínio 6013-T4 MEDIDO
Carbono (C)	0,23 máx	0,23	-	0,80
Silício (Si)	2,00 máx	0,42	0,60 – 1,00	0,37
Manganês (Mn)	3,30 máx	2,19	0,10 – 0,60	0,04
Fósforo (P)	0,09 máx	0,01	-	0,92
Enxofre (S)	0,04 máx	0,01	-	0,88
Cromo (Cr)	-	-	0,10	0,01
Magnésio (Mg)	-	-	0,80 – 1,20	0,03
Cobre (Cu)	-	0,03	0,60 – 1,10	0,26
Titânio (Ti)	-	0,03	0,10	96,66
Zinco (Zn)	-	-	0,250,30	0,01
Ferro (Fe)	Balanço	97,02	Balanço	0,01
Alumínio (Al)	-	0,05	-	-
Níquel (Ni)	-	0,04	-	-
Vanádio (V)	-	-	-	-

Fonte: Próprio Autor (2022)

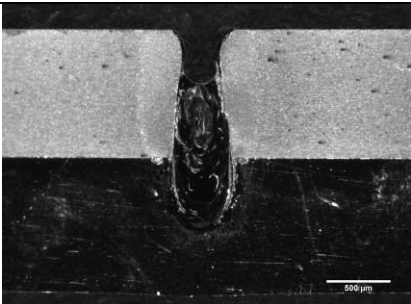
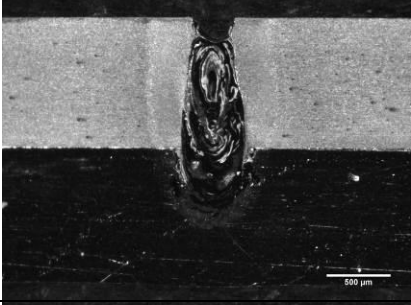
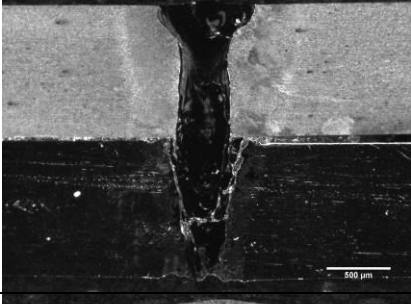
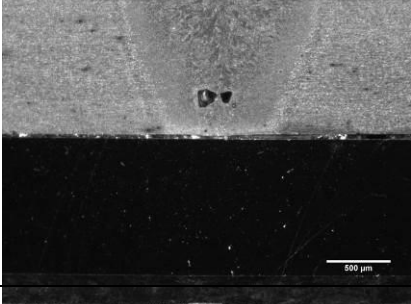
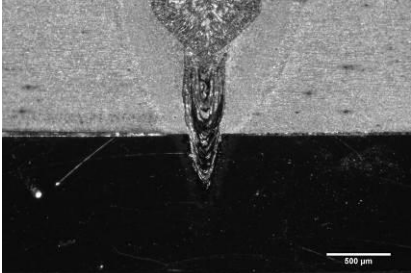
4.2 ESCOLHA DOS PARÂMETROS

Após a soldagem das chapas de aço DP980 e alumínio 6013-T4, conforme **Tabela 3**, iniciaram-se as análises para identificar a melhor condição de soldagem com base na qualidade das soldas obtidas. As amostras foram atacadas com reagente Nital 2% para que houvesse um contraste entre a chapa de aço e a de alumínio. O **Quadro 1** apresenta os resultados encontrados no estudo exploratório para definir os melhores parâmetros de soldagem.

Pode-se observar que no experimento 1 e no experimento 2 houve uma contração na parte superior da zona fundida, tal fenômeno pode ser explicado pela elevada potência do feixe de laser que evapora o alumínio, já que este elemento possui um baixo ponto de fusão quando comparado ao aço. O experimento 3 apresentou uma trinca, proveniente da fragilização do cordão de solda, o que pode ser ocasionado, por exemplo, pela formação, em excesso, de intermetálicos. Neste experimento também foi observado um excesso de penetração, causado por uma potência elevada do laser associada à velocidade escolhida. Já o experimento 4 não apresentou penetração suficiente para unir as chapas e o experimento 5 apresentou boa qualidade, em relação aos parâmetros comentados anteriormente.

Portanto, os parâmetros escolhidos para as análises posteriores foram: Potência de 900 W, velocidade de soldagem de 25 mm/s e Foco em 2,4 mm. O experimento 5 foi o único que não apresentou contração/perda de material (experimentos 1 e 2), trincas ou excesso de penetração (experimento 3) e poros ou falta de penetração (experimento 4), portanto os parâmetros desse experimento foram adotados para a soldagem das amostras a serem analisadas neste trabalho. Para entender como os parâmetros afetam o resultado final da soldagem é preciso investigar as relações dos parâmetros de soldagem e os materiais envolvidos no processo. Com relação a este último, no caso de soldagem de materiais dissimilares, o estudo passa a ser mais crítico devido a interação entre os materiais (aço e liga 6013) e suas diferentes características físico-químicas.

Quadro 1 – Resultados da soldagem a laser analisados a partir da secção transversal das chapas soldadas

Experimento	Imagem	Qualidade
1 1300 W 50 mm/s Foco 0 mm		A solda apresentou contração/perda de material;
2 1300 W 50 mm/s 2,4 mm		A solda apresentou contração/perda de material;
3 1000 W 25 mm/s 2,4 mm		A solda apresentou trinca e penetração além da chapa de alumínio;
4 800 W 25 mm/s 2,4 mm		A solda apresentou poros e penetração insuficiente;
5 900 W 25 mm/s 2,4 mm		A solda apresentou boa penetração e microestrutura típica de fusão;

Fonte: Próprio Autor (2022)

4.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS SOLDADA

Quando se compara as propriedades do alumínio e do ferro encontra-se uma grande disparidade de valores, conforme mostra a **Tabela 6** abaixo.

Tabela 6 – Comparação de propriedades do aço DP980 e liga AA6013-T4

Propriedades	AA6013-T4	DP980
Calor específico	1080 J/kgK	795 J/kgK
Ponto de fusão	933 K	1811 K
Ponto de ebulição	2603 K	3343 K
Viscosidade	0,0013 kg/ms	0,005 kg/ms
Tensão superficial	0,84 N/m	1,86 N/m
Condutividade	94,03 W/mK	38 W/mK
Difusividade térmica	$3,65 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$	$6,80 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$
Coefficiente de dilatação	$24 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	$10 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$
Densidade	2385 kg/m ³	7015 kg/m ³
Módulo de elasticidade	71 MPa	210 MPa

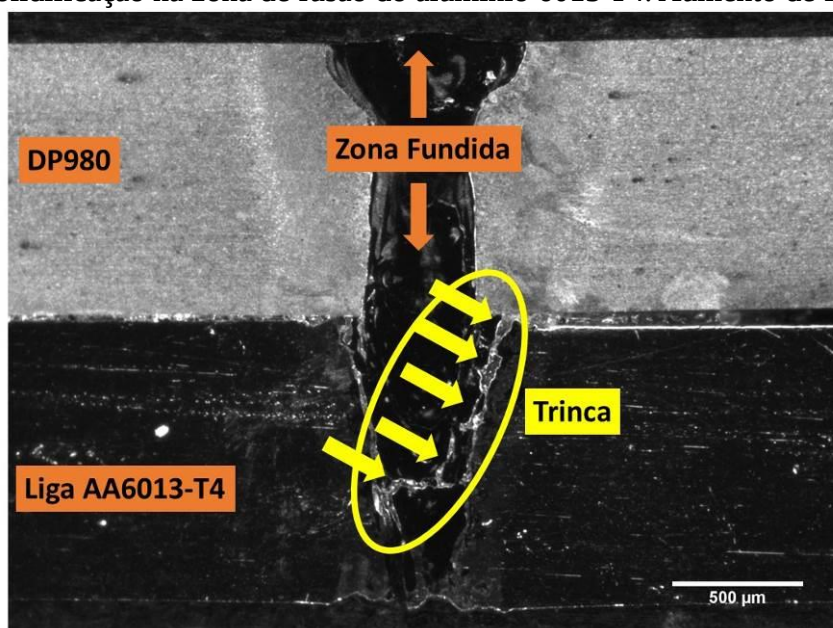
Fonte: (Cao *et al.*, 2003; Meister; Martin, 1967; Zhao; White; Debroy, 1999; Leong *et al.*, 1997)

O resultado satisfatório da solda então depende dessas propriedades apresentadas e que, ao serem observadas, são bem diferentes para os dois metais. Portanto, alguns defeitos de soldagem como falta de penetração, porosidade, trincas, contração e perda de resistência podem ser atribuídos a essa diferença de propriedades e também pelas características próprias da liga de alumínio, como baixa absorvidade, baixo ponto de solidificação e ebulição comparado ao ferro, alta condutividade e coeficiente de expansão térmica, alta contração de solidificação, tendência a formar componentes com baixo ponto de fusão e alta solubilidade de hidrogênio durante e após a solidificação (ÇAM; KOÇAK, 1998; CAO *et al.*, 2003).

As ligas de alumínio são sensíveis às trincas após a solda. Nesses materiais as trincas podem surgir devido a dois mecanismos: trincas de solidificação e trincas de liquefação; Este último ocorre principalmente em ligas com alto teor de elementos de liga, pois esses elementos possuem tendência de formar constituintes eutéticos que possuem baixo ponto de fusão. Durante a solda esses constituintes fundem e acompanhados de tensão suficiente formam trincas durante o resfriamento. Este tipo de trinca ocorre na zona afetada pelo calor e ao redor dos contornos de grãos e por isso não é tão comum em soldagem a laser, que possuem um feixe concentrado, diminuindo tanto a zona fundida quando a zona afetada pelo calor. O mecanismo mais comum é o trincamento por solidificação. Este mecanismo já ocorre na zona fundida e também é conhecido como

trincamento a quente. Ele ocorre devido à incapacidade do líquido de suportar a tensão imposta pela contração de solidificação e também pelas tensões térmicas. As trincas ocorrem em função da composição da liga e das condições de soldagem (KOU, 2003; ÇAM; KOÇAK, 1998). A **Figura 32** apresenta uma ampliação do experimento 3 detalhando a ocorrência da trinca após a soldagem.

Figura 32 – Detalhe da região transversal do cordão de solda mostrando uma trinca de solidificação na zona de fusão do alumínio 6013 T4. Aumento de 20x

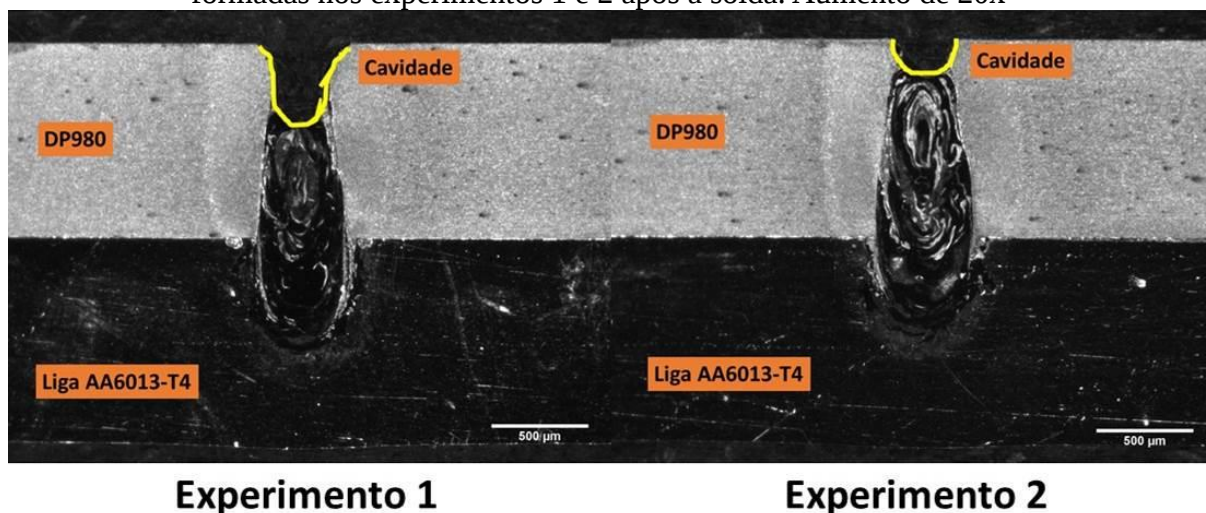


Autor: Próprio Autor (2022)

A **Figura 33** detalha a contração/perda de material ocorrida nos experimentos 1 e 2. Na soldagem por fusão ou até mesmo em fundição é bem conhecido o defeito de contração de volume dos metais. A mudança de volume devido à contração líquido-sólido está na faixa de 6% para os metais. A contração do metal tem um impacto negativo na qualidade da solda pois induz tensões e é uma das principais causas da deformação mecânica (WEI, *et al.*, 2005; WANG, *et al.*, 2015). A contração de volume ocorre de três formas: contração líquida: onde se tem uma diminuição da temperatura até atingir a temperatura de solidificação; contração de solidificação: variação de volume durante a mudança de estado líquido para sólido; contração sólida: variação de volume que ocorre no estado sólido devido a diferença de temperatura no resfriamento desde a temperatura de solidificação até a temperatura ambiente (CALLISTER, 2003). Além disso, na soldagem a laser um dos fatores fundamentais é a potência do feixe. A potência na peça de trabalho é crucial para obter a soldagem *keyhole* e controlar a formação de soldas. Potência muito baixa pode

acarretar em penetração insuficiente e potência muito alta pode causar respingos, rebaixos e preenchimento insuficiente (CAO *et al*, 2003). Além disso, potências elevadas também podem causar excesso de vaporização e ejeção de material (DAWES, 1992).

Figura 33 – Detalhe da região transversal do cordão de solda mostrando as cavidades formadas nos experimentos 1 e 2 após a solda. Aumento de 20x



Autor: Próprio Autor (2022)

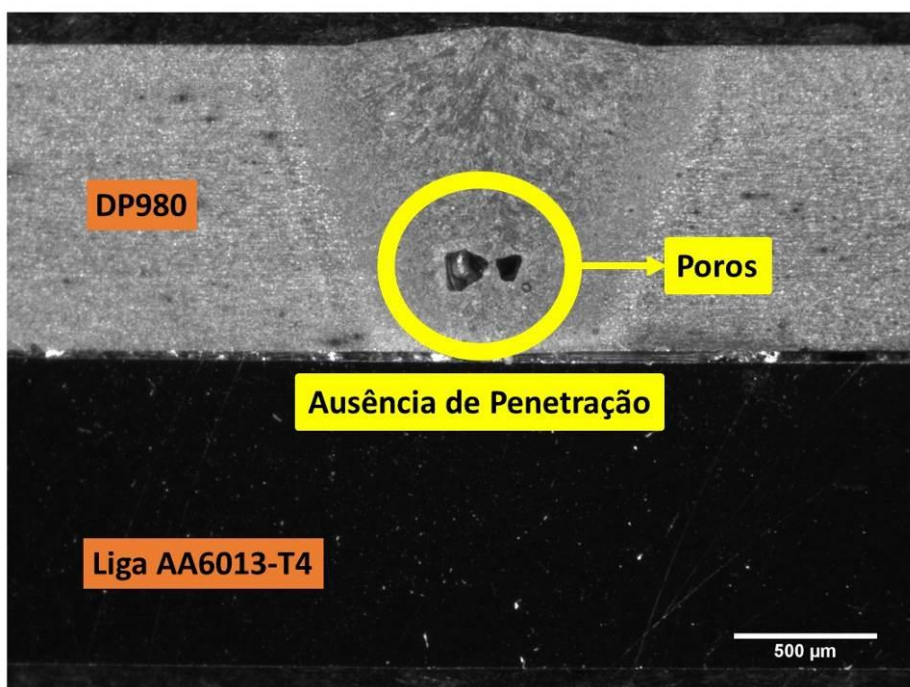
Ao se analisar a **Figura 33**, vale ressaltar que os experimentos 1 e 2 foram realizados com a mesma potência de laser: 1300 W. Porém, com foco de laser diferente. No experimento 1 foi utilizado foco na superfície do aço, ou seja de 0 mm, enquanto que no experimento 2 foi utilizado foco na superfície mais abaixo do alumínio, de 2,4 mm (1,2 mm da espessura do aço mais 1,2 mm da espessura do alumínio). Essa distância é importante pois é ela que garante que toda potência liberada pelo laser seja focalizada em uma área. A distância focal está diretamente ligada ao tamanho do *spot* (SIQUEIRA, 2012; DAWES, 1992). Em adição, WALSH (2022), observou que a eficiência da transferência de energia aumenta com a diminuição do tamanho do *spot* e o aumento da distância focal. E que isso ocorre devido à diminuição da divergência do feixe, resultando em maior absorção através da interferência construtiva em um fino filme metálico líquido nas paredes do *keyhole*.

Então, a diminuição da cavidade no experimento 2 pode ser atribuída ao melhor aproveitamento da energia devido a modificação da distância focal, porém, devido à alta potência (1300W) ainda ocorreu perda de material.

Na **Figura 34** são mostrados os detalhes de porosidade no cordão de solda após a usinagem utilizando os parâmetros do experimento 4. Quando se trata de porosidade em

ligas de alumínio, geralmente o defeito é caracterizado devido ao aprisionamento de hidrogênio da estrutura ao se solidificar. Porém, de acordo com MATSUNAW (1994) com relação à soldagem a laser a porosidade não é induzida pelo hidrogênio, mas ela ocorre devido ao aprisionamento tanto de gás de proteção quando de vapor metálico na parte inferior do *keyhole* por causa do súbito colapso da parte superior do *keyhole*. Além disso, pode ser verificado que a solda não penetrou o suficiente, não alcançando a liga de alumínio 6013 T4. Este problema, possivelmente se deve ao fato do experimento 4 ter usado a menor potência (800W).

Figura 34 – Detalhe da região transversal do cordão de solda mostrando os poros formados após a soldagem do experimento 4 e também a falta de penetração de solda na liga de alumínio 6013 T4. Aumento de 20x



Autor: Próprio Autor (2022)

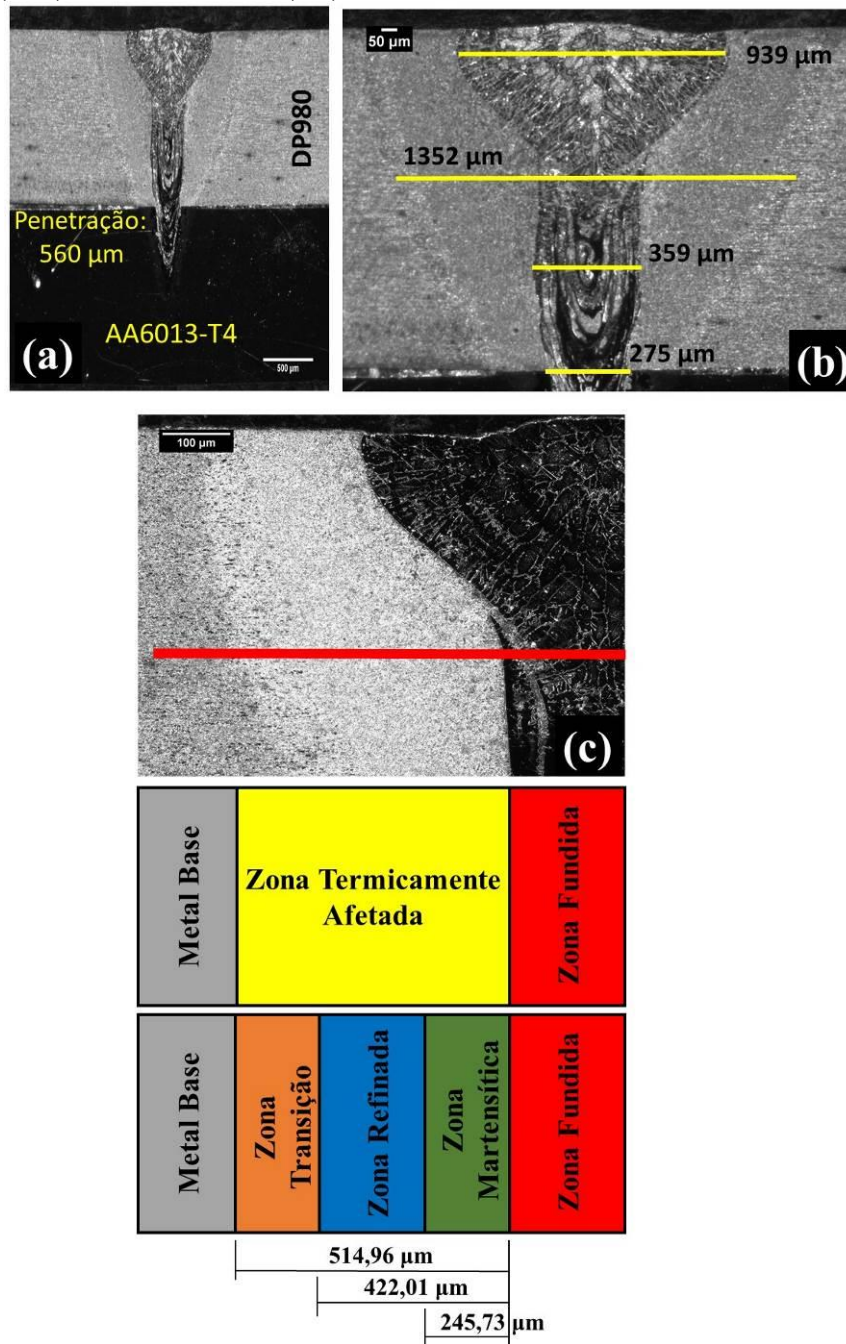
A partir dos experimentos realizados, com as características das soldas obtidas e a escolha dos melhores parâmetros, as características da secção transversal da solda foram observadas em relação ao comprimento do cordão e das zonas de fusão e afetada pelo calor como também em relação à penetração. A caracterização desses parâmetros é importante principalmente para poder se ter uma ideia em termos quantitativos a respeito de um dos principais pontos positivos de se utilizar soldagem a laser - as menores dimensões afetadas pelo feixe, diminuindo o impacto do processo na microestrutura do material e consequentemente gerando um número menor de defeitos, em termos de probabilidades,

em relação aos outros processos que afetam uma área maior. Portanto, foram realizadas medidas no cordão de solda obtido da soldagem escolhida – Experimento 5, o qual foram utilizados os seguintes parâmetros de soldagem: potência de 900 W, velocidade de 25 mm/s e distância focal de 2,4 mm. As medidas são apresentadas na **Figura 35(a)** e **(b)**. Na **Figura 35 (c)** é apresentado um esquema separando a zona termicamente afetada (ZTA) em três setores: Zona de Transição (ZT); Zona Refinada (ZR) e Zona Martensítica (ZM), além do Metal Base (MB) e Zona Fundida (ZF).

A abordagem da subdivisão da ZTA em outras áreas já havia sido realizada por Grajcar *et al* (2014) e Sierra *et al* (2007). A **Figura 36** apresenta esse mesmo esquema de sub-áreas mostrando uma micrografia característica em ampliação de cada uma das regiões. A primeira região é a do metal base, no caso analisado o aço DP980. A microestrutura desse material é composta por uma matriz ferrítica que envolve a fase martensítica. Esta última possui uma média de fração volumétrica de $59 \pm 3\%$. Este valor foi obtido a partir da análise realizada com auxílio do software *ImageJ* utilizando a função *Threshold*. A análise foi realizada com 30 imagens em ampliação de 500x do metal base. Ainda, esse valor está de acordo com os valores encontrados por Reddy, Govindaraj e Neelakantan (2022) e Madrid *et al* (2018), além de diversos catálogos e datasheets de materiais como os fornecidos pela empresa ArcelorMittal.

A outra área, após o metal base, é a zona de transição. Nesta região, observam-se grãos maiores e ainda estruturas escuras e complexas. De acordo com Grajcar *et al* (2014), nessa zona a temperatura situa entre as linhas A_1 e A_3 do diagrama Ferro-Carbono, ou seja, temperaturas altas suficientes para promover mudanças na estrutura do material, se alcançada essa temperatura a estrutura final pode ser composta por ferrita e perlita, além de martensita e bainita. Porém, Li *et al* (2014) descrevem em seu trabalho que para um aço DP1000, soldado a laser em outras condições, diferentes das apresentadas neste trabalho, a temperatura crítica na zona de transição possui um pico de 551 °C. Esta temperatura não é capaz de provocar mudanças estruturais, pois o aço não consegue se transformar. Porém, ela é capaz de aliviar as tensões internas e residuais e provocar crescimento nos grãos ferríticos, além de promover um revenimento na martensita presente na microestrutura, caso isso aconteça, é esperada uma diminuição na dureza e resistência do material nesta área.

Figura 35 – (a) Seção transversal da amostra do experimento 5: Aço DP980 soldado a laser com liga AA6013-T4; potência de 900 W, velocidade de 25 mm/s e distância focal de 2,4 mm. Aumento de 6,5x. (b) Caracterização das dimensões do cordão de solda a laser. Aumento de 32x. (c) Divisão da seção transversal do cordão de solda a laser em cinco setores: Zona de Transição (ZT); Zona Refinada (ZR) e Zona Martensítica (ZM), além do Metal Base (MB) e Zona Fundida (ZF). Aumento de 100x



Autor: Próprio Autor (2022)

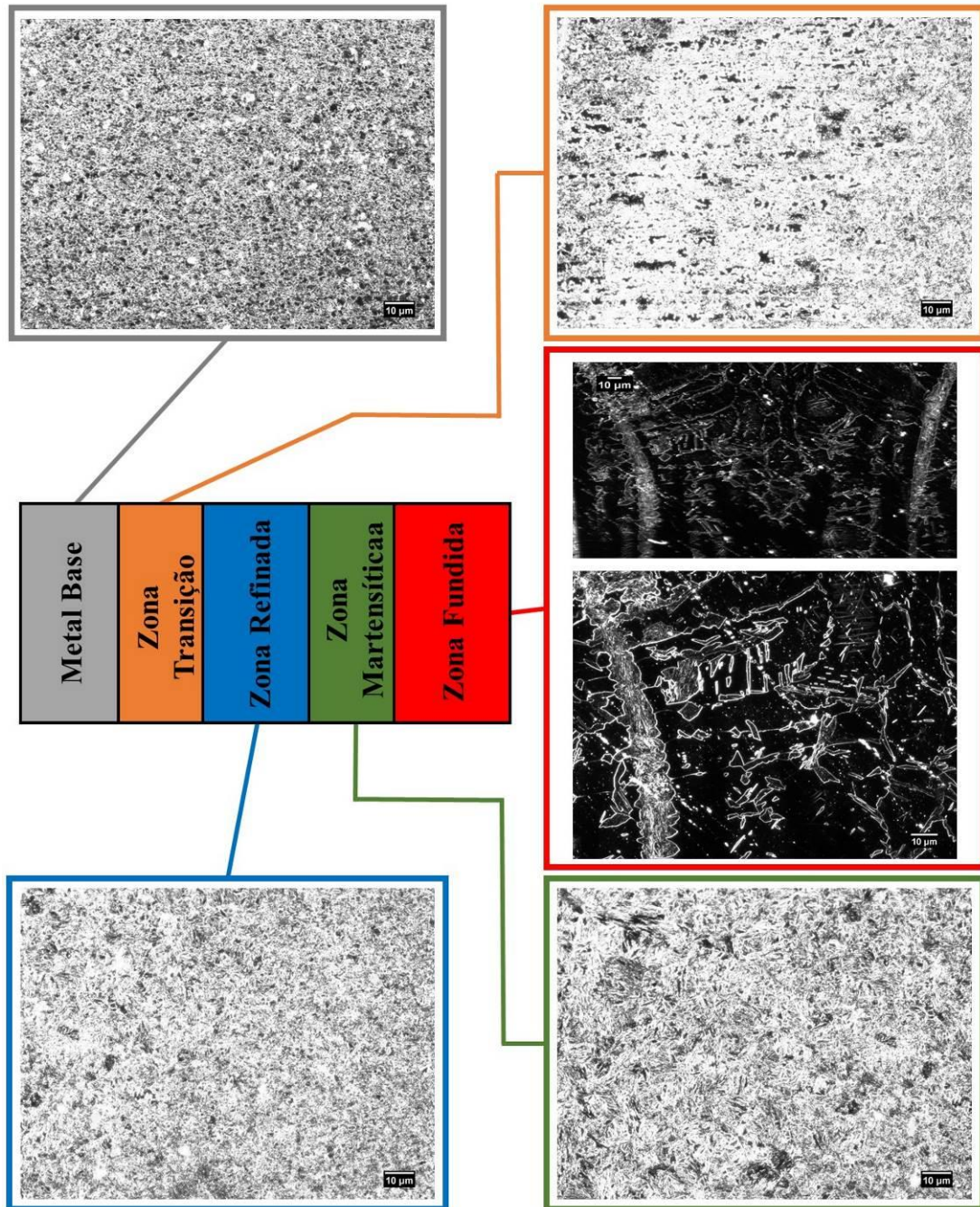
A terceira área, chamada de ZR, claramente ocorreu transformação de fase, conforme observado na **Figura 36**. Devido aos ciclos térmicos, e com ajuda da micrografia, percebe-se uma estrutura mais complexa. De acordo com as temperaturas alcançadas durante a solda

e a taxa de resfriamento, a microestrutura tende a se tornar multifásica. Resultado similar foi encontrado por Yilbas, Arif e Aleem (2010), quando analisaram os efeitos da soldagem a laser em aço com baixo teor de carbono, na zona termicamente afetada o refino de grão acontece devido às altas taxas de resfriamento e ao grande gradiente de temperatura. Em geral, os grãos finos consistem em estruturas aciculares de ferrita e perlita fina para o material analisado. Também, de acordo com Sierra *et al* (2007), os grãos mais refinados nesta área são devido à recristalização da microestrutura.

Entre ZR e ZF, encontra-se a ZM, observando a micrografia desta área, conclui-se que é uma área com formação característica de estrutura martensítica, pode se observar grãos com formato de ripas e uma estrutura caótica, típica de soldagem. Essa transformação é possível devido ao rápido resfriamento após a aplicação do laser e espera-se com essa microestrutura um aumento da dureza e resistência do material para esta região.

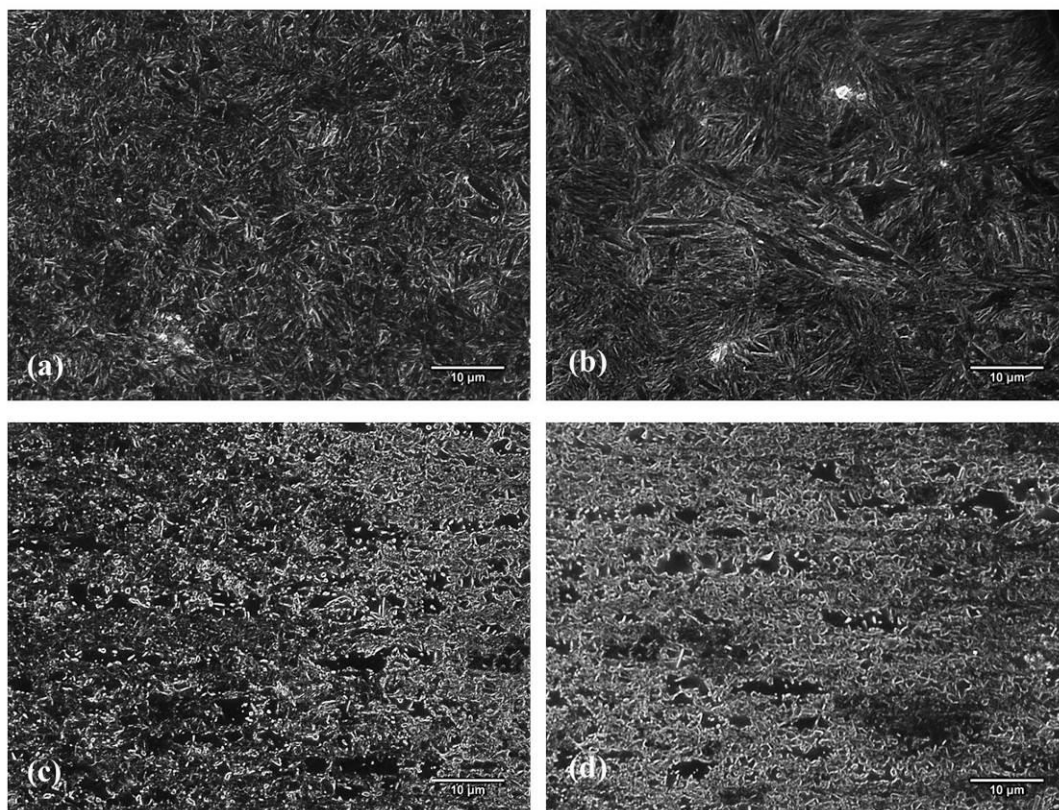
A ZF é formada onde o feixe do laser atinge o material. Nesta área as temperaturas superam a temperatura de fusão do aço DP980 que é em torno de 1500 °C. Quando atinge o alumínio, como pode ser visto na **Figura 35(a)** uma penetração de mais de 560 µm, este rapidamente se funde podendo chegar em alguns casos a evaporar. Devido às diferenças nas densidades já apresentada acima, o alumínio tende a subir pelo *Keyhole* se misturando ao aço. O aspecto escuro observado nas **Figura 35** e **36** na região fundida pode ser explicado pela reação entre o ácido nítrico e o alumínio que, quando em contato, reage formando uma camada de óxido de alumínio em toda superfície (CALLISTER, 2020), porém, mesmo assim, é possível ver a formação de grãos colunares direcionais característicos de uma região fundida. Na **Figura 35(b)**, na faixa de 359 µm desenhada na imagem é possível observar o que Sierra *et al* (2007) chamou de faixas de soluto branco que aparecem quando se há uma boa penetração da solda no alumínio, ou seja, atingindo um maior volume de alumínio. Estas faixas são explicadas pelo alumínio aprisionado na estrutura do aço devido aos movimentos de convecção ascendente ocasionados pelo gradiente de temperatura entre o aço e o alumínio. Os mesmos autores também descrevem que esse alumínio aprisionado na estrutura do aço, durante o resfriamento, pode gerar ligas de Fe-Al; fases intermetálicas ou podem se solidificar como alumínio puro. Portanto, a microestrutura da ZF de materiais dissimilares soldados a laser resulta em uma microestrutura complexa e heterogênea (SIERRA *et al*, 2007). A **Figura 37** mostra quatro imagens com ampliação de 1000x destacando a diferença das estruturas pertencentes a zona termicamente afetada.

Figura 36 – Esquema mostrando as microestruturas subdivididas em setores: Metal base com aumento de 500x; zona de transição com aumento de 500x; Zona de Refinada com aumento de 500x; Zona Martensítica com aumento de 500x e Zona Fundida com aumentos de 200 e 500x



Autor: Próprio Autor (2022)

Figura 37 – (a) Imagem com ampliação de 1000x da ZR; (b) Imagem com ampliação de 1000x da ZM; (c) Imagem com ampliação de 1000x do MB + ZT; (d) Imagem com ampliação de 1000x do ZT

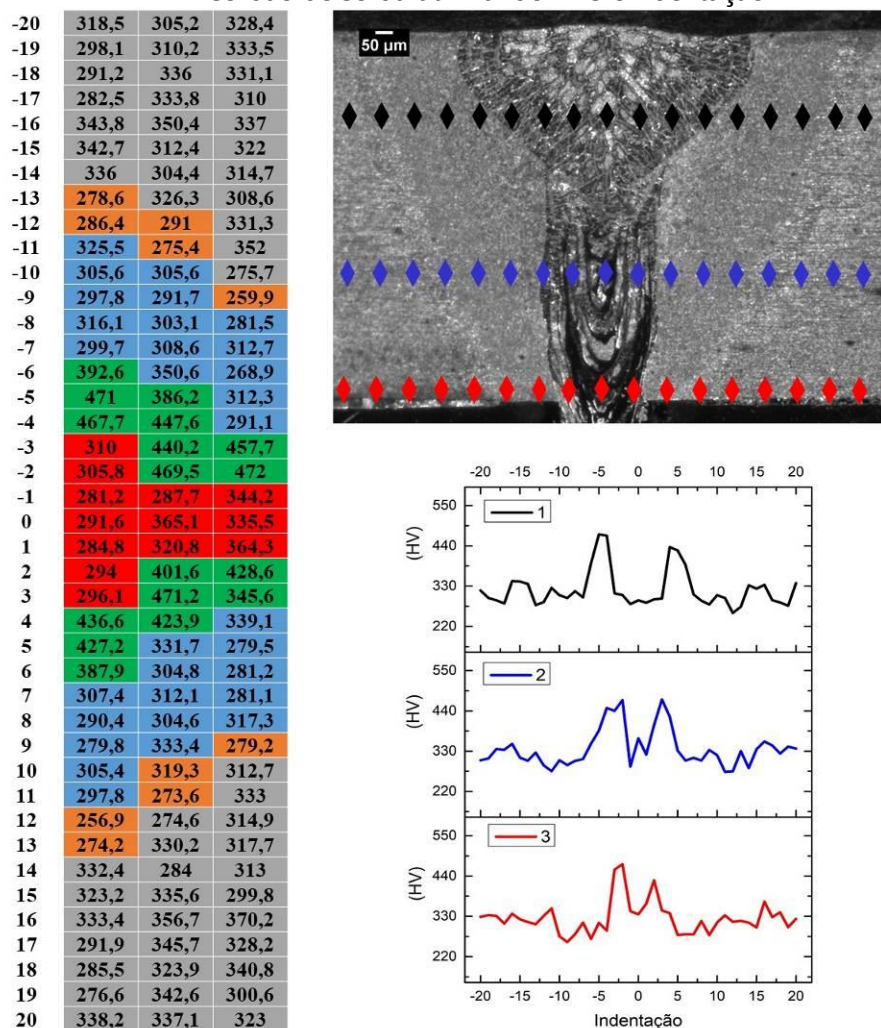


Autor: Próprio Autor (2022)

4.4 CARACTERIZAÇÃO DA DUREZA VICKERS POR MICROINDENTAÇÃO DA JUNTA SOLDADA

Outra análise realizada com o objetivo de caracterizar a secção transversal do cordão de solda é a realização das medidas de microdureza de cada região já mencionada. Para tanto, conforme já explicado no capítulo de metodologia, foram realizados três perfis de microdureza em três regiões do cordão de solda localizado na chapa de aço DP980, região superior, central e inferior. O **Quadro 2** mostra os valores encontrados para os perfis de dureza Vickers por microindentação já coloridos conforme as subzonas estabelecidas: ZF (vermelho); ZM (verde); ZR (azul); ZT (abóbora) e MB (cinza); perfil de dureza Vickers e representação esquemática aproximada da linha simulando o perfil da dureza.

Quadro 2 – Dados sobre o perfil de dureza Vickers realizado na secção transversal do cordão de solda utilizando microindentação



Autor: Próprio Autor (2022)

Os primeiros dados a serem analisados do **Quadro 2** são os valores da dureza Vickers separados por coloração de acordo com a subzona pertencente. Essa forma de visualizar facilita o entendimento e a discussão do ponto da microindentação e seu valor. Pode ser observado que foram realizadas 41 microindentações, uma central, no meio da ZF e 20 para o lado direito e 20 para o lado esquerdo. A imagem ao lado tabelados representando os perfis de microdureza em conjunto com os dados mostram que a dureza da ZF é relativamente baixa, essa menor dureza pode ser explicada pelo alumínio presente na estrutura fundida. Os valores exatos dos pontos estão representados na cor vermelha.

Nota-se que, conforme a análise desce da ZF em direção a chapa de alumínio, a dureza tende a aumentar, isso pode ser explicado pela maior formação de intermetálicos conforme aproxima-se da chapa de alumínio. A ZM, situada ao lado da ZF é a região com maior dureza, conforme observado nos perfis gráficos ao lado da tabela de valores. Essa

região está representada em verde e enquanto a ZF apresenta uma dureza média de 322 HV0,2 ela apresenta 426 HV0,2. Este valor elevado da dureza é explicado pela microestrutura martensítica e está de acordo com o trabalho realizado por Freitas (2022), que após uma soldagem a laser do aço DP980, observou na ZTA uma área cuja fração volumétrica de martensita havia aumentado, resultante do aporte térmico e rápido resfriamento e apresentou valores de dureza Vickers na faixa de 400 a 460 HV0,2.

Após esta região, na zona denominada de refinada, o valor da dureza cai novamente para um patamar na faixa de 305 HV0,2. Este valor, que inclusive é mais baixo que o encontrado na ZF, pode ter ocorrido devido a existência de uma microestrutura complexa que, além de fases mais duras e resistentes, podem ser encontradas fases mais moles e dúcteis, relativamente, como a ferrita acicular, austenita retida e bainita superior e perlita, por exemplo. Além disso, ainda mantém-se a hipótese de alguma indentação ter sido realizada em cima ou parcialmente sobre intermetálicos na ZF, elevando a dureza experimentada na medição.

A próxima zona, ZT, experimenta o menor patamar de dureza, média de 274 HV0,2. Esse patamar pode ser explicado devido a própria estrutura, conforme visto anteriormente, ser formada por grãos maiores, diminuindo a dureza da estrutura inicial do aço DP980.

Com relação à dureza no metal base, foi encontrada uma média de 320 HV0,2 o que está de acordo com diversos autores como Freitas (2022), He *et al* (2021) e Taylor *et al* (2014). A **Tabela 7** sintetiza os valores médios, centrais e desvios dos valores de dureza de cada região analisada.

Tabela 7 – Valores médios, centrais e desvios das medidas de dureza de cada subárea da zona termicamente afetada, zona de fusão e metal base

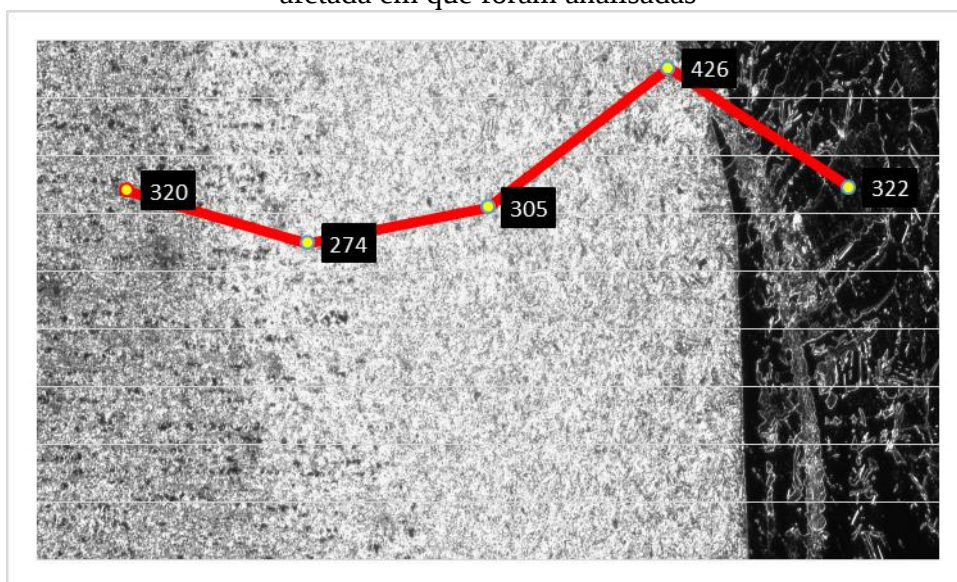
	ZF[HV0,2]	ZM[HV0,2]	ZR[HV0,2]	ZT[HV0,2]	MB[HV0,2]
1	295	431	303	274	314
2	325	421	313	279	322
3	348	426	300	270	323
Média	322	426	305	274	320
Mediana	306	433	305	275	325
Desv. Padrão	30	43	19	10	21

Autor: Próprio Autor (2022)

Em relação aos resultados encontrados de microdureza, de forma geral, Ordoñez (2019) obteve resultados parecidos ao soldar aço DP980 por solda por resistência, segundo o autor a região martensítica, formada logo após a zona fundida, acontece devido à alta taxa de resfriamento que por sua vez é decorrente do pico de temperatura atingido na ZF. E em

relação a ZT encontrada neste trabalho, o mesmo autor atribui ao ciclo térmico da solda, que tende a produzir uma diminuição da dureza devido ao revenimento da martensita, ou seja, a temperatura de pico não é alta o suficiente para atingir a região austenítica para se transformar novamente em martensita com a alta taxa de resfriamento, portanto, a temperatura promove o amolecimento do material. Xia *et al* também observaram uma queda na dureza do material, ao fim da ZTA e próxima ao MB, região a qual denominou-se ZT neste trabalho. Eles afirmam que essa queda na dureza ocorre principalmente devido ao revenimento da martensita. A **Figura 38** ilustra um gráfico com as durezas Vickers médias posicionadas nas respectivas regiões do cordão de solda.

Figura 38 – Medidas médias de HV0,2 posicionadas nas regiões da zona termicamente afetada em que foram analisadas



Autor: Próprio Autor (2022)

4.5 ANÁLISE POR DRX E EDS

Conforme mencionando anteriormente, ao realizar a solda a laser do aço DP980 com a liga AA6013-T4, os materiais se misturam na poça de fusão e devido às diferenças físico-químicas na solidificação o alumínio aprisionado na estrutura do aço pode dar origem a ligas Fe-Al, fases intermetálicas ou pode se solidificar como alumínio puro. Inclusive, essa última forma de transformação é uma das hipóteses para a baixa dureza na ZF e para a microestrutura da ZF observada através da microscopia óptica. Porém, apenas com o ataque químico utilizando o reagente de Nital não é possível observar com clareza as fases presentes na ZF, por conta do alumínio, e muito menos identificar a formação de intermetálicos. Para tanto, foi utilizada a técnica de EDS para verificar a presença de

alumínio no cordão de solda, e a técnica de DRX para tentar identificar a formação de intermetálicos.

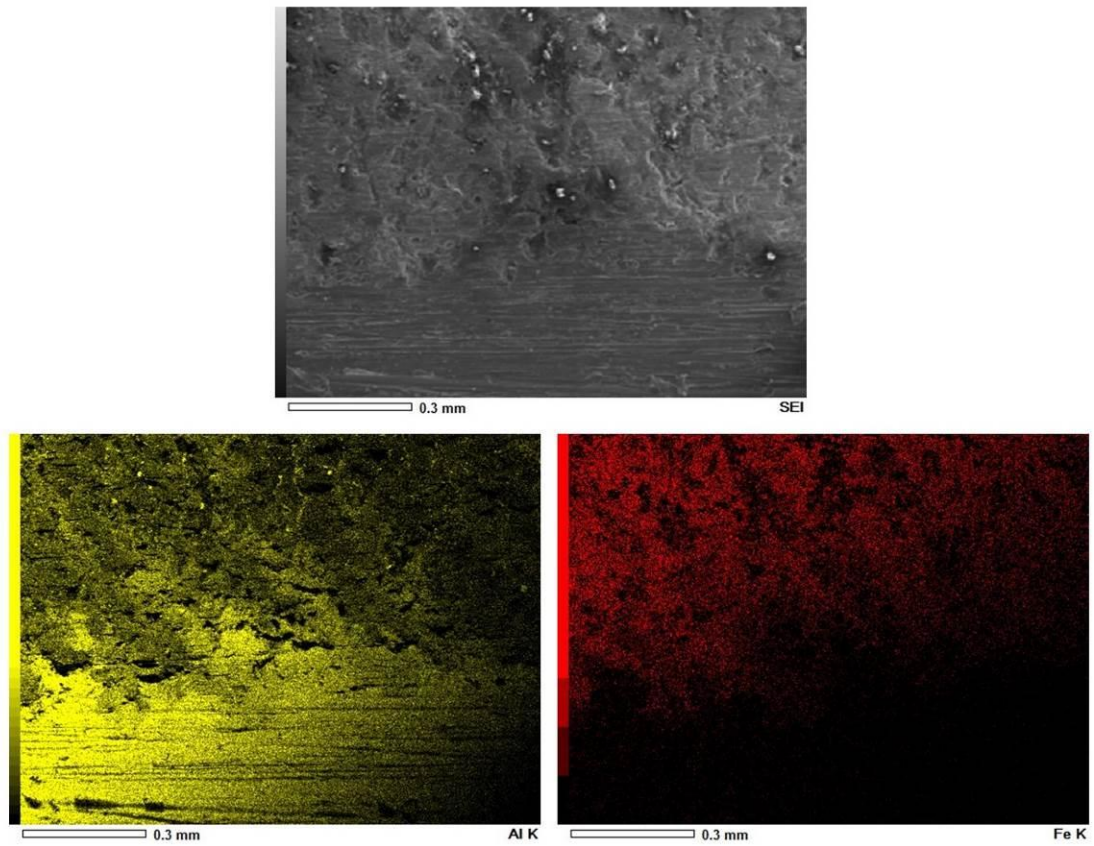
A **Figura 39** apresenta imagens de uma região do cordão de solda no sentido longitudinal, onde é possível observar a presença de alumínio tanto na base, onde encontra-se a liga AA6013-T4 quando na região do cordão, mostrando que o elemento se fundiu e misturou durante a solidificação com o ferro proveniente do aço DP980. Então, a hipótese de que a presença de alumínio no cordão de solda possa ter provocado a diminuição da dureza da região é plausível, visto a presença do elemento na ZF.

A análise por DRX foi realizada e comparou-se quatro resultados, análise feita no aço DP980, liga AA6013-T4 e em duas regiões do cordão de solda, conforme explicado na metodologia. A **Figura 40** apresenta esses resultados.

A primeira observação a ser realizada é a diferença dos difratogramas das regiões soldadas em relação aos materiais base (aço DP980 e liga AA6013-T4). Esta análise permite concluir que houve modificações na estrutura dessa região. O estudo realizado para identificar a presença de intermetálicos mostrou que as regiões soldadas podem conter pelo menos três diferentes intermetálicos: AlFe_3 , AlFe , $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$. As análises foram realizadas com o auxílio do *software Crystallographica Search-Match* que compara os difratogramas obtidos com difratogramas dos elementos ou compostos inseridos na biblioteca do *software*. Existe também a opção de inserção de difratogramas que não se encontram na biblioteca do *software* para comparação dos picos.

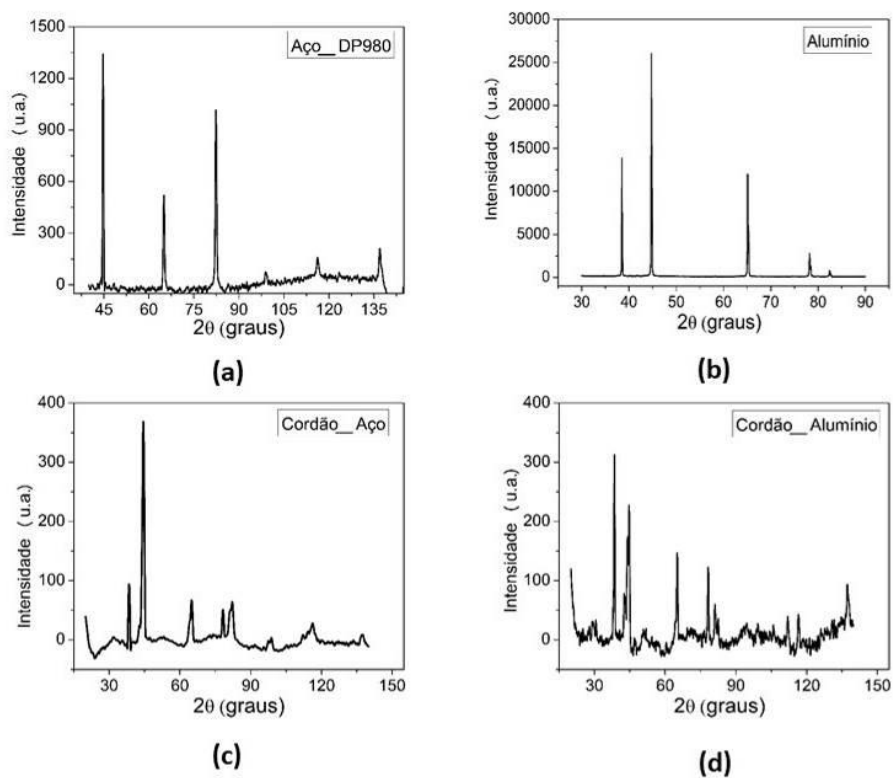
Na **Figura 41** é apresentada uma imagem de uma análise para o difratograma da solda junto a liga AA6013-T4 mostrando as equivalências para os elementos AlFe_3 , AlFe , $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$. Este resultado está de acordo com o encontrado na literatura, onde relatam a formação de intermetálicos quando se é soldado aço e alumínio. Atílio *et al* (2020) compararam as soldas a laser e a ponto e encontrou em ambos a formação do intermetálico AlFe_3 . Indhu *et al* (2018) analisaram a junta soldada de um aço DP com alumínio e também encontrou além da formação de AlFe_3 , Fe_2Al_5 . Tian *et al* (2021) analisando juntas soldadas a laser de aço e alumínio encontrou formações de AlFe_3 , Fe_2Al_5 e AlFe . Dinda *et al* (2019) estudaram juntas de aço DP e liga de alumínio AA5754 soldadas por feixe de elétrons e encontraram AlFe_3 , FeAl , FeAl_6 , FeAl_2 e $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$. Portanto, pode constatar a formação de intermetálicos na junta soldada a laser com os parâmetros e os materiais empregados. A formação desses elementos pode propiciar uma fragilidade no material, fazendo com que não suporte solicitações em serviço, mesmo que estas estejam abaixo dos limites de escoamento e resistência.

Figura 39 – Mapas para o elemento Ferro e Alumínio presentes na região que compreende o cordão de solda e a liga AA6013-T4, após corte longitudinal do cordão de solda a laser da união aço DP980 e liga AA6013-T4



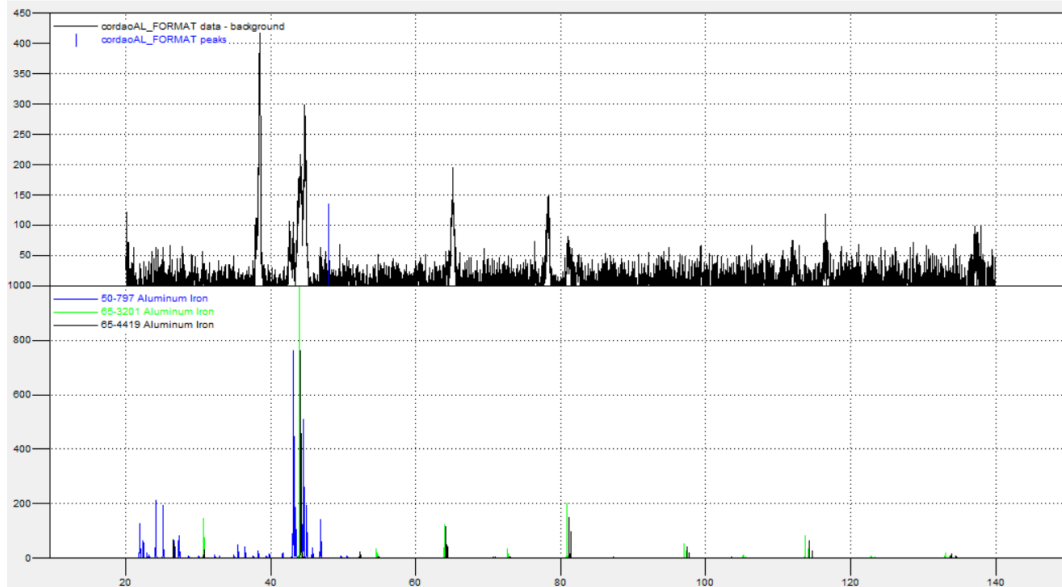
Autor: Próprio Autor (2022)

Figura 40 – Difratogramas das análises realizadas para (a) Aço DP980; (b) Liga AA6013-T4; (c) Cordão de solda na região do aço e (d) Cordão de solda na região da Liga AA6013-T4

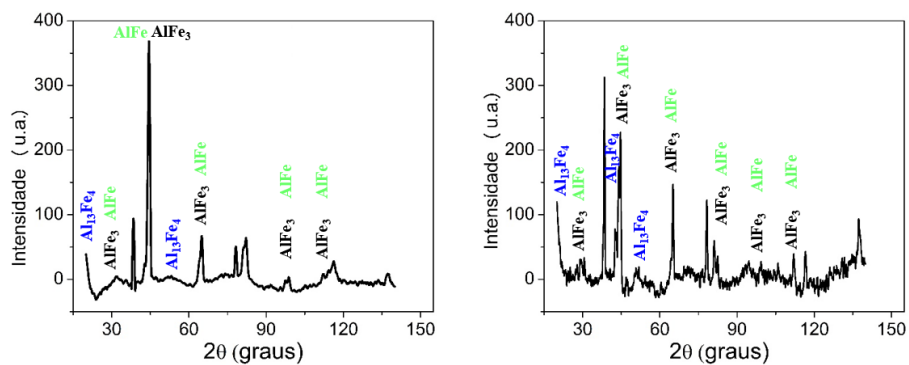


Autor: Próprio Autor (2022)

Figura 41 – Método de análise de intermetálicos para os difratogramas das soldas. **(a)** O difratograma de cima mostra os dados obtidos e os de baixo as correspondências entre os intermetálicos: preto AlFe_3 , verde AlFe , azul $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$. **(b)** Os intermetálicos correspondentes sobre os picos dos difratogramas do cordão de solda da parte do aço e do alumínio, respectivamente.



(a)



(b)

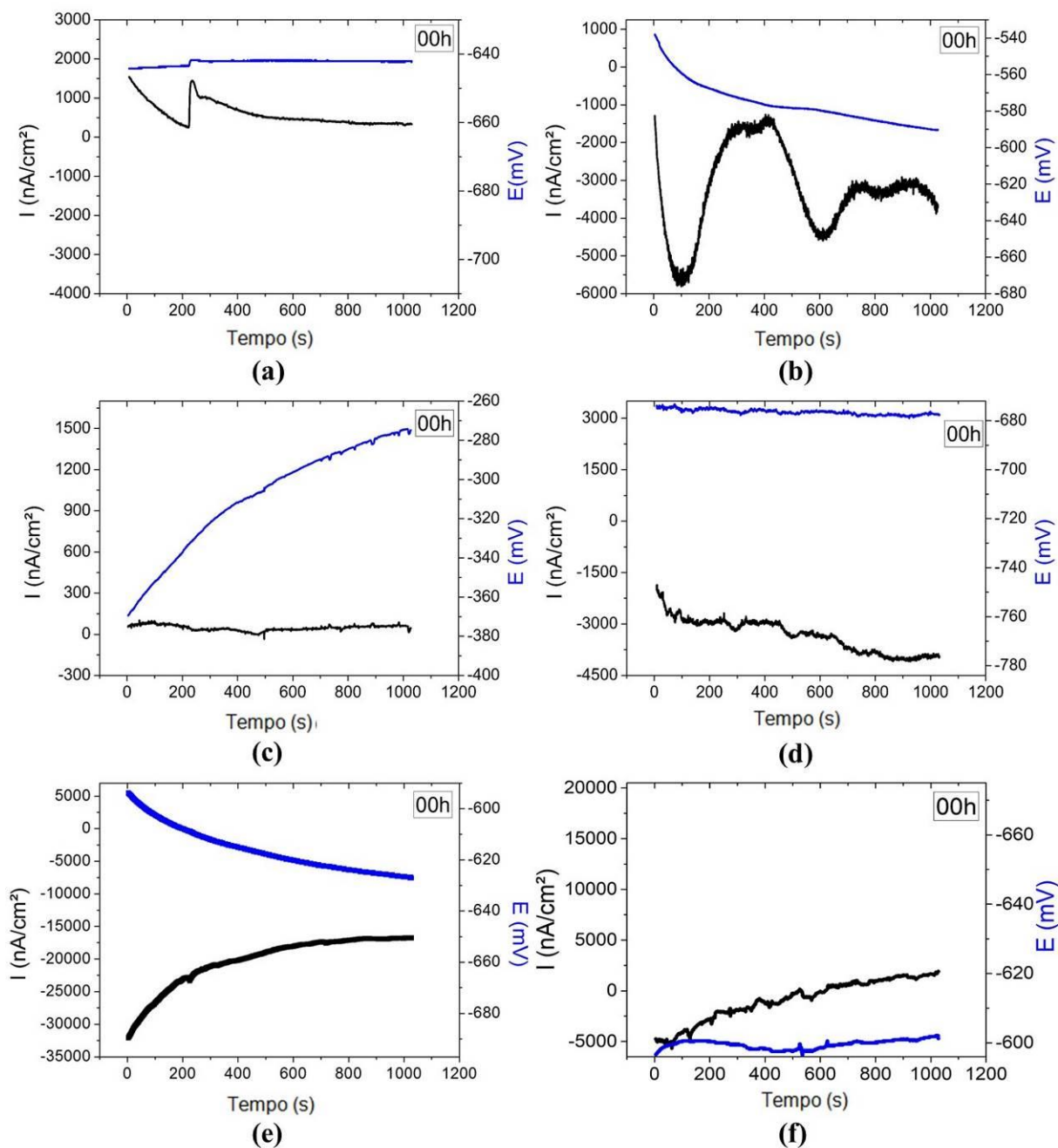
Autor: Próprio Autor (2022)

4.6 ANÁLISE RUÍDO ELETROQUÍMICO

A **Figura 42** apresenta os dados de ruído eletroquímico após a realização das medidas para **(a)** Aço DP980 para o tempo de 00 horas em solução de Na_2SO_4 (0,1M), em que esse tempo denota o tempo imediatamente após a imersão; **(b)** Aço DP980 para o tempo de 00 horas em solução de NaCl (0,6 M); **(c)** Liga de Alumínio 6013-T4 para o tempo de 00 horas em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); **(d)** Liga de Alumínio 6013-T4 para o tempo de 00 horas em solução de NaCl (0,6 M); **(e)** Solda para o tempo de 00 horas em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); **(f)** Solda para o tempo de 00 horas em solução de NaCl (0,6 M).

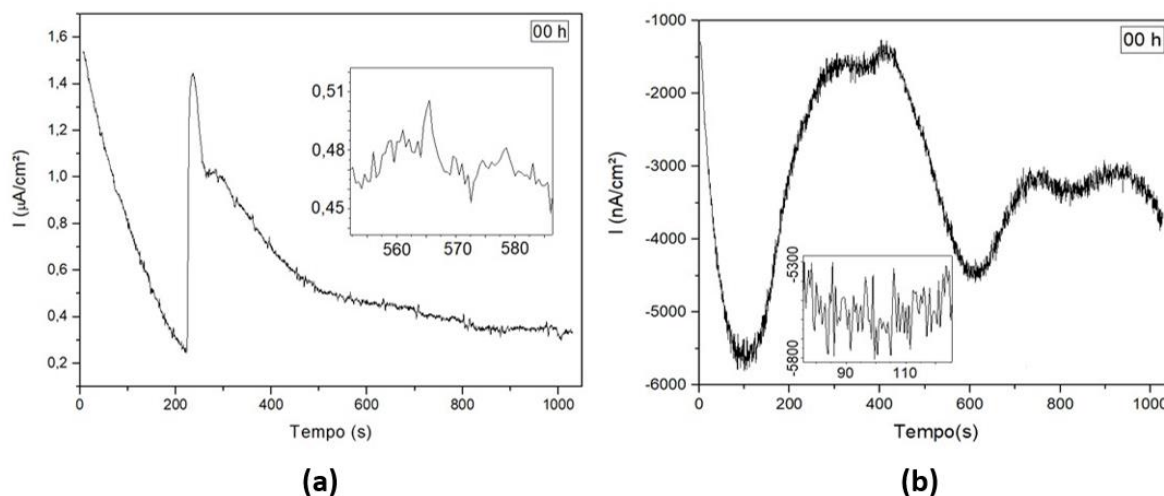
As curvas de ruído de corrente (I) mostram comportamentos distintos tanto em relação a mudança de meio (Na_2SO_4 para NaCl) para o mesmo material, quanto mudança de material (aço DP, liga de alumínio e solda). Em relação à alteração do meio, para o mesmo material, a solução de NaCl apresenta perfis de corrente com amplitudes maiores que o ensaio em meio de Na_2SO_4 . A **Figura 43** mostra o detalhe dos transientes do sinal de corrente para o ensaio de E_N utilizando eletrodos de trabalho de aço DP980.

Figura 42 – Curvas de E_N de densidade de corrente (nA/cm^2) e potencial (mV vs. Ag | AgCl, KCl (sat)), para a primeira medida (tempo de 00 h) para cada condição avaliada **(a)** Aço DP980 em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); **(b)** Aço em solução de NaCl (0,6 M); **(c)** Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); **(d)** Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de NaCl (0,6 M); **(e)** Solda em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); **(f)** Solda em solução de NaCl (0,6M)



Fonte: Próprio Autor (2022)

Figura 43 – Curvas de ruído de corrente para o aço DP980 em meio de **(a)** Na_2SO_4 (0,1 M) e **(b)** NaCl (0,6 M) para o tempo de 00 h mostrando os detalhes dos transientes das curvas



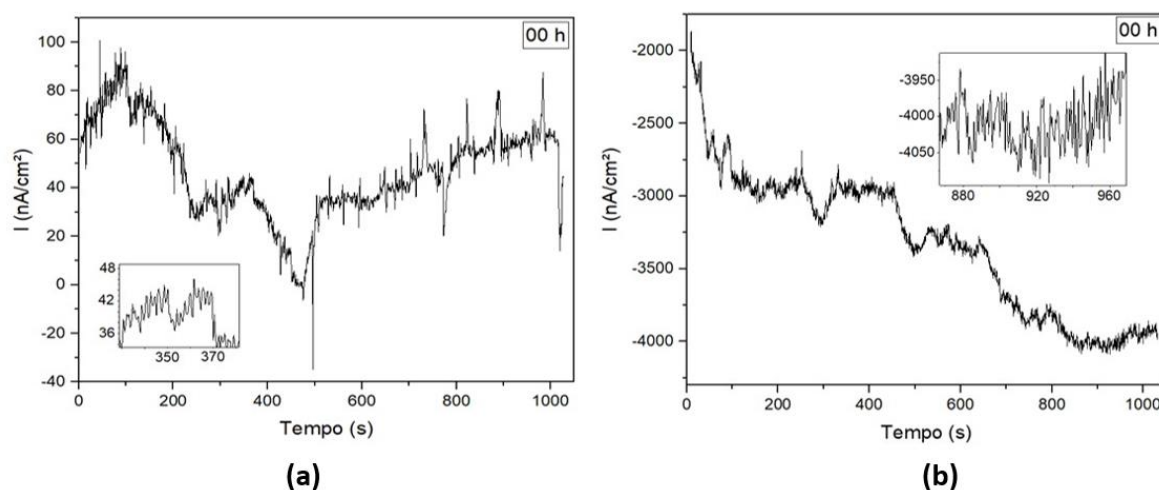
Fonte: Próprio Autor (2022)

Na **Figura 43** foi tomado como exemplo o tempo inicial de 00 h. Pode ser observado que os transientes em meio de NaCl apresentam maior amplitude e maior frequência – mais sinais em um determinado espaço de tempo, que os transientes observados em meio de Na_2SO_4 . A amplitude do sinal para o meio de NaCl chega a ser mais de 16 vezes o valor para o meio de Na_2SO_4 . Este transiente é um resultado de um intenso fluxo de carga entre o material e o eletrólito. A forma do transiente depende do tipo de material e sua característica nos dados em função do tempo está relacionada com a taxa de corrosão. Os transientes carregam informações cinéticas das reações de oxirredução envolvidas no sistema e a análise da distribuição de energia pode fornecer informações mecanísticas sobre os processos físicos, indicando o processo dominante no fenômeno de corrosão e/ou sua evolução. Além disso, a comparação dos sinais e transientes entre os materiais indica a intensidade de corrosão (SMULKO, 2006; RIOS *et al.*, 2014; XIA; SONG; BEHNAMIAN, 2016). Ao analisar o transiente do detalhe na **Figura 43(a)**, observa-se uma queda brusca dos valores instantâneos seguida de seu retorno exponencial – formando um pico, o que já foi observado por Smulko (2006), em aço carbono, denotando uma característica do sinal para esse tipo de material. Este processo é denominado de corrosão metaestável. Este fenômeno pode ser entendido como a base para a formação de pites estáveis e a consequente deterioração da superfície metálica, ou seja, o processo de formação de um pite estável é precedido por muitos pites metaestáveis, visto que apenas alguns fenômenos desse tipo evoluem para a corrosão de fato. A probabilidade de uma formação de pite

estável é proporcional à intensidade do pite metaestável, ou seja, proporcional a intensidade do transiente do sinal de ruído de corrente (SMULKO, 2006).

Seguindo a mesma tendência do aço, a liga de alumínio também apresenta maiores amplitudes de sinal para o meio de NaCl. A **Figura 44** destaca essa diferença. Apesar de seguir o mesmo comportamento para os meios que o aço DP, a liga de alumínio apresenta características próprias como um sinal mais caótico, conforme detalhe na **Figura 44(b)**. Para o alumínio, o sinal de corrente representa a diferença entre as correntes locais em cada eletrodo e essas correntes tem fundamento na passivação da superfície do eletrodo por um filme anódico, dissolução do metal (piting) e redução de oxigênio (SASAKI; ISAACS, 2004).

Figura 44 – Curvas de ruído de corrente para a liga de alumínio 6013 T4 em meio de **(a)** Na_2SO_4 (0,1 M) e **(b)** NaCl (0,6 M) para o tempo de 00 h mostrando os detalhes dos transientes das curvas



Fonte: Próprio Autor (2022)

4.6.1 Tendência DC

Como pode ser visto, uma análise preliminar qualitativa pode ser feita baseando-se nas características do sinal, como sua frequência, amplitude e características dos transientes. Porém, para uma análise mais robusta e profunda dos resultados de ruído eletroquímico é necessário antes tratar esses sinais. Vários autores, como por exemplo Ma *et al* (2019), Obot *et al* (2019), Danaee e Nikparsa (2019), Montoya-Rangel (2020) e Cheng, Luo e Chen (2019) publicaram que os sinais de ruído eletroquímico, tanto de corrente quanto de potencial apresentam um erro denominado de tendência DC. De acordo com Brockwell e Davis (2002) o primeiro passo para análise de qualquer série temporal é a construção de um gráfico. E uma das formas de avaliar os dados plotados nos gráficos pode ser o modelo clássico de decomposição, onde o sinal é formado por três componentes: componente de tendência (T_t); componente sazonal (S_t) e a componente de ruído aleatório estacionário (Y_t). Ou seja, o sinal que se obtém após um experimento (X_t) é a somatória desses três componentes. Para que se possa aplicar o tratamento probabilístico no sinal de ruído eletroquímico é necessário antes identificar e subtrair do sinal original (X_t) os componentes de tendência e sazonalidade, T_t e S_t , respectivamente (BROCKWELL; DAVIS, 2002).

Em geral, para medidas de ruído eletroquímico, divide-se o sinal em ruído e tendência DC. Qualquer desvio no sinal criará novos componentes de frequência falsos. Um passo crítico considerando a análise de ruído eletroquímico, seja de corrente ou seja de potencial, é remover efetivamente este desvio DC, que pode ter um efeito negativo sobre o resultado da análise de dados. Existe um equilíbrio delicado entre, por um lado, a remoção suficiente de tendências e, por outro, a prevenção da perda de dados valiosos. Como remover efetivamente o desvio DC e manter o sinal de interesse, aquele que contém as características dos processos de corrosão que ocorrem no sistema tem sido uma tarefa desafiadora (HOMBORG *et al.*, 2002).

De acordo com Ashassi-Sorkhabi, Seifzadeh e Hosseini (2008) o desvio no sinal pode ser causado pela instabilidade dos eletrodos de trabalho durante a realização do experimento, e ele afeta diretamente as análises das medidas de ruído eletroquímico no domínio do tempo, pois um parâmetro interessante extraído da análise dos dados é a resistência ao ruído (R_N). A R_N é a razão entre o desvio padrão do potencial (σ_V) e o desvio padrão da corrente (σ_I) e pode ser comparada à resistência à polarização, de acordo com Chen e Bogaerts (1995). Portanto, como a interpretação do sinal no domínio do tempo se dá através de parâmetros estatísticos, qualquer alteração do sinal tende a modificar esses

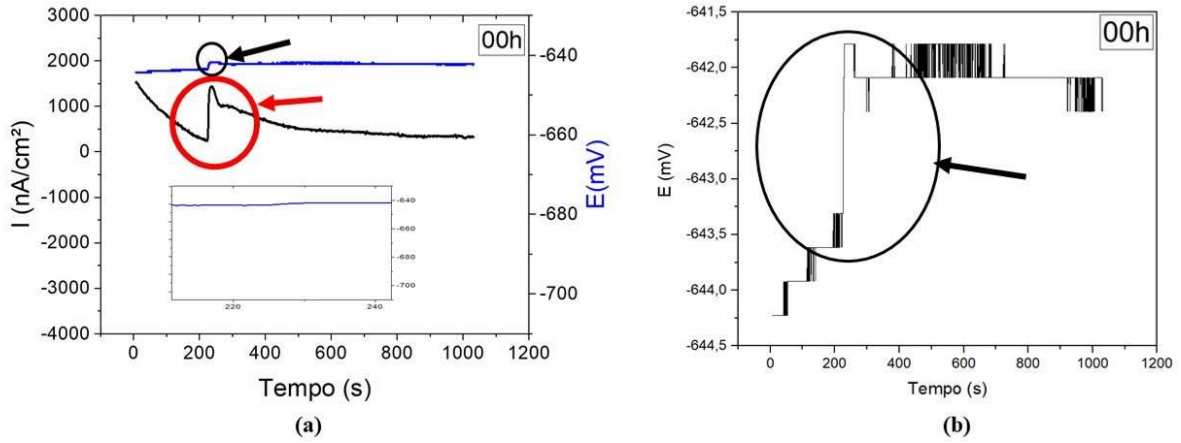
parâmetros. Porém, alguns questionamentos podem ser feitos em relação aos métodos de identificação da tendência em sinais, como por exemplo, a avaliação gráfica desse componente do sinal.

Dependendo da escala utilizada para plotar o gráfico, o avaliador pode ser levado ao erro, não conseguindo identificar se o sinal possui e onde se encontra tal componente. Esta hipótese é mostrada na **Figura 45**. A **Figura 45(a)** mostra um sinal de ruído de corrente e potencial para o aço DP980 em meio de NaSO_4 para o tempo de 00 h. Ao analisar as curvas fica evidente que existe uma tendência no sinal da corrente, mostrado pelo círculo e seta vermelha. Já no sinal de potencial, em azul, existe uma percepção de um pequeno desvio por volta de 230 s. Quando amplia-se o gráfico, detalhe da **Figura 45(a)** – ampliação no tempo, mantendo permanente a escala de potencial (mV), praticamente não se consegue enxergar um desvio no sinal, levando o avaliador a um erro por desconsiderar a tendência no sinal de potencial. Na **Figura 45(b)**, é mostrado os mesmos dados do sinal de potencial da **Figura 45(a)**, porém utilizando uma outra escala de potencial. Neste gráfico o avaliador é levado a considerar uma tendência no sinal. Com uma outra visão, o aumento da escala dos dados melhora a visualização de tendências, mas por outro lado também pode levar a erros mostrando dispersões pertencentes ao sinal sendo tratadas como tendência.

Uma outra hipótese é que existe a possibilidade da tendência não afetar os parâmetros de variabilidade dos dados, e por consequência não afetar o valor da resistência ao ruído. Considerando que o sinal de ruído eletroquímico seja um sinal aleatório e que a tendência DC também seja um sinal aleatório, vão existir casos em que a variabilidade não será alterada, e para esses casos específicos, o tratamento dos dados pode ser mais prejudicial que benéfico pois durante a remoção da tendência DC parte do ruído que carrega informações sobre a corrosão do sistema também é afetada, ou seja, o cálculo da resistência ao ruído pode ser prejudicado.

Em virtude do que foi mencionado acima, é necessário um critério mais objetivo para a demonstração da tendência DC nos sinais de ruído eletroquímico e qual a sua influência na variabilidade dos dados, parâmetro que afeta diretamente o cálculo da resistência ao ruído.

Figura 45 – Demonstração de tendência em gráfico de ruído de corrente e potencial para um ensaio de ruído eletroquímico em meio de Na_2SO_4 (0,1 M) **(a)** Tendência em curvas de ruído de corrente e potencial; **(b)** sinal de ruído de potencial com escala aumentada



Fonte: Próprio Autor (2022)

Desse modo, é proposta uma análise da variância dos dados a fim de obter diferenças significativas, ou não, entre a variabilidade do sinal antes e após a remoção da tendência DC. A discussão da forma como foi realizada a remoção da tendência DC será feita a seguir. Esta análise fornece um fundamento estatístico para a utilização do sinal com o tratamento de remoção de tendência, as equações utilizadas estão de acordo com Neto (2022). Para tanto, foi realizado um teste de hipótese bilateral. As hipóteses utilizadas foram:

$$H_0: \sigma_1^2 = \sigma_2^2$$

$$H_1: \sigma_1^2 \neq \sigma_2^2$$

onde H_0 , H_1 , σ_1^2 e σ_2^2 são a hipótese nula, a hipótese alternativa, a variância alvo e a variância a ser comparada, respectivamente.

A **Equação 12** (NETO, 2002) mostra a forma de calcular o valor da estatística F. Após isso, compara-se o valor de F obtido com um valor $F_{\text{crítico}}$. Foi utilizado um valor para $F_{\text{crítico}}$, com nível de confiança 99%. O valor para esse nível de significância e grau de liberdade igual a 2047 (tamanho da amostra – 1) é de 1,10834.

$$F = \frac{\max(s_1^2, s_2^2)}{\min(s_1^2, s_2^2)}$$

Eq. 12

O teste consiste em comparar o F calculado com auxílio da **Equação 12** com F crítico de valor igual a 1,10834. Se $F > F_{\text{crítico}}$ rejeita-se H_0 e aceita-se H_1 , ou seja, a variância das amostras (antes e após o tratamento dos dados) são diferentes. Caso a análise conclua a aceitação da hipótese H_0 , variâncias iguais, significa que a remoção da tendência não surtiu nenhum efeito na variabilidade do sinal. Os resultados obtidos estão mostrados na **Tabela 8**.

Tabela 8 – Dados de desvio padrão para todas as medidas de ruído eletroquímico de potencial e corrente em meios de Na_2SO_4 e NaCl ; Estatística F calculada e crítica

	s² com tratamento		s² sem tratamento		F_E	F_I	F_{crít.}
	E (mV)	I (ηA/cm²)	E (mV)	I (ηA/cm²)			
DP Na₂SO₄ (0,1 M)	3,1E-08	4,7E+03	1,4E-06	2,4E+05	45,52	50,31	
DP NaCl (0,6 M)	6,2E-08	1,0E+04	1,2E-05	3,3E+05	189,97	31,90	
Al Na₂SO₄ (0,1 M)	5,0E-08	4,0E+01	7,4E-05	5,0E+03	1474,21	126,69	1,2
Al NaCl (0,6 M)	1,1E-07	1,8E+03	7,8E-06	7,9E+04	72,11	43,19	
Solda Na₂SO₄ (0,1 M)	1,1E-01	2,5E+03	1,5E+00	8,3E+05	13,73	334,55	
Solda NaCl (0,6 M)	3,9E-06	9,7E+03	9,9E-07	7,5E+05	3,92	77,69	

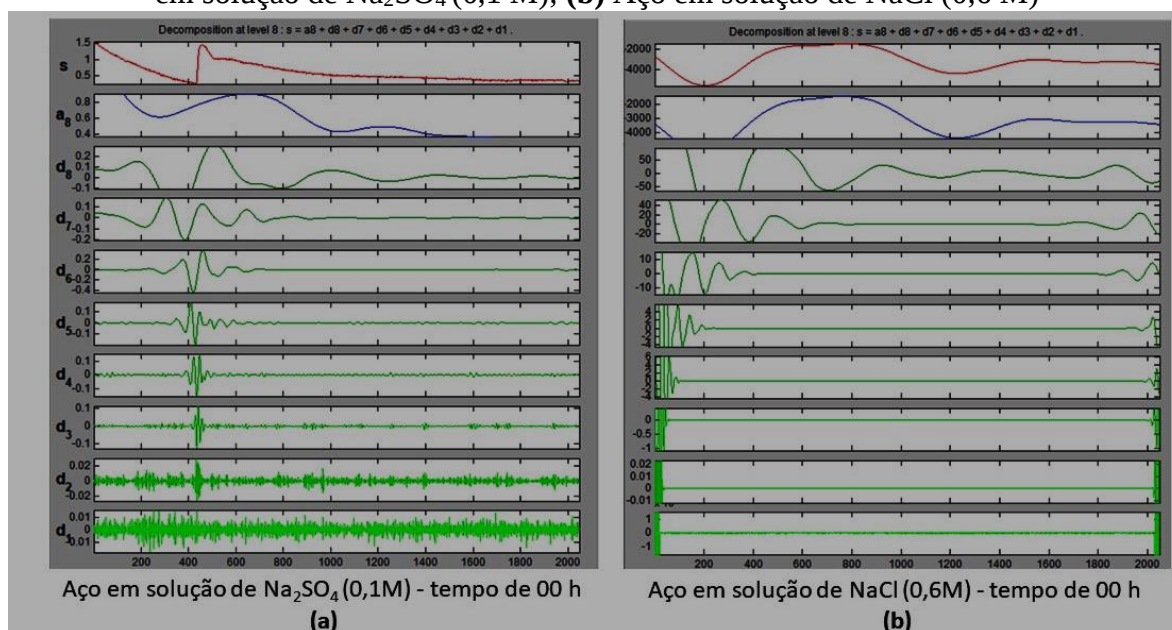
Fonte: Próprio Autor (2022)

Como pode ser visto na **Tabela 8**, nenhum valor de F calculado para potencial (F_E) e corrente (F_I) foi igual ou menor que $F_{\text{crítico}}$. Em geral a variabilidade do sinal de ruído antes do tratamento possui uma variabilidade maior, ou seja, os dados estão mais dispersos. Após o tratamento dos dados realizado essa dispersão diminui. Como o F calculado é uma razão, pode ser observado que para os dados do ensaio com eletrodo de liga de alumínio em meio de Na_2SO_4 a variabilidade diminuiu mais de mil vezes. Com isso, consegue-se mostrar estatisticamente a eficácia e a importância da remoção da tendência DC. A comparação das variabilidades antes e após o tratamento dos dados pode ser considerada uma prova objetiva da existência e interferência da tendência nos parâmetros estatísticos do sinal, e a sua análise deixa de ser subjetiva, baseada em interpretações gráficas que podem estar sujeitas a erros como anteriormente discutido.

4.6.2 Remoção da tendência DC

Utilizando o *software* MATLAB e a função *wavelets Deubechies* em 8 decomposições foi realizada a remoção da tendência DC conforme descrito na seção de metodologia deste trabalho. As **Figuras 46-48** mostram os diagramas esquemáticos para decomposição de energia do sinal de corrente utilizando o algoritmo da transformada rápida de *wavelet* para o Aço DP980 em solução de NaCl (0,6 M); Aço em solução de Na₂SO₄ (0,1 M); Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de NaCl (0,6 M); Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de Na₂SO₄ (0,1 M); Solda em solução de NaCl (0,6 M) e Solda em solução de Na₂SO₄ (0,1 M) no tempo de 00h.

Figura 46 – Diagrama esquemático para decomposição de energia do sinal de ruído de corrente utilizando o algoritmo de transformada rápida de *wavelet* para o **(a)** Aço DP980 em solução de Na₂SO₄ (0,1 M); **(b)** Aço em solução de NaCl (0,6 M)



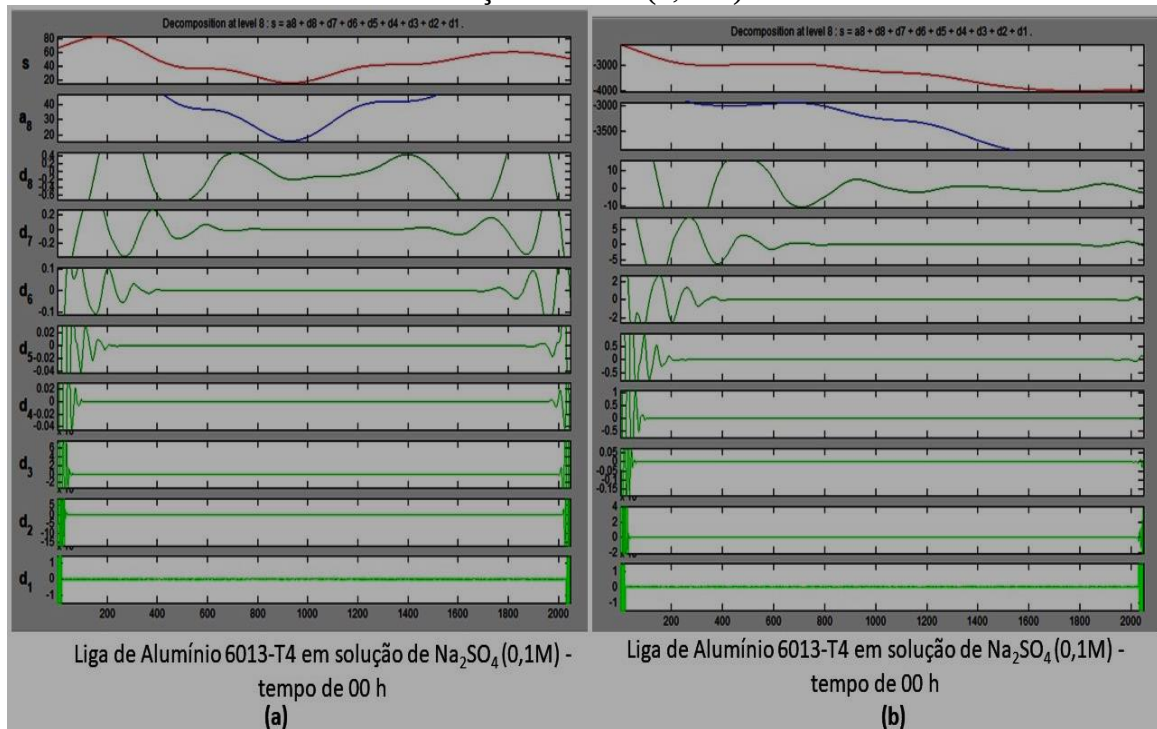
Fonte: Próprio Autor (2022)

De acordo com o algoritmo para transformada rápida de *wavelet* o sinal x (no caso do *software* MATLAB indicado por s) é decomposto em oito níveis de detalhes ($d_1 - d_8$) mais uma aproximação a_8 a qual carrega a tendência do sinal original, conforme pode ser visto nas **Figuras 46-48**. A cada cristal pode ser extraída uma energia relativa e que a distribuição de energia entre os coeficientes d refletem de modo principal a característica do processo de corrosão e que a energia do sinal a_8 contém somente informações relativas às oscilações de frequências baixas (<10 MHz) ou, conforme mencionado anteriormente, informações relativas à tendência DC. Por esta razão, exclui do sinal original (**Figura 42**) o

signal a_8 e obtêm-se os sinais de corrente e potencial sem a presença da tendência DC, que como demonstrado, influenciam nos parâmetros estatísticos e nas análises sobre a resistência à corrosão. Portanto, o sinal a ser analisado será a diferença entre o sinal original e o sinal a_8 , conforme **Equação 13**, visto que o último não possui informações relacionadas aos processos corrosivos (CAO *et al*, 2006).

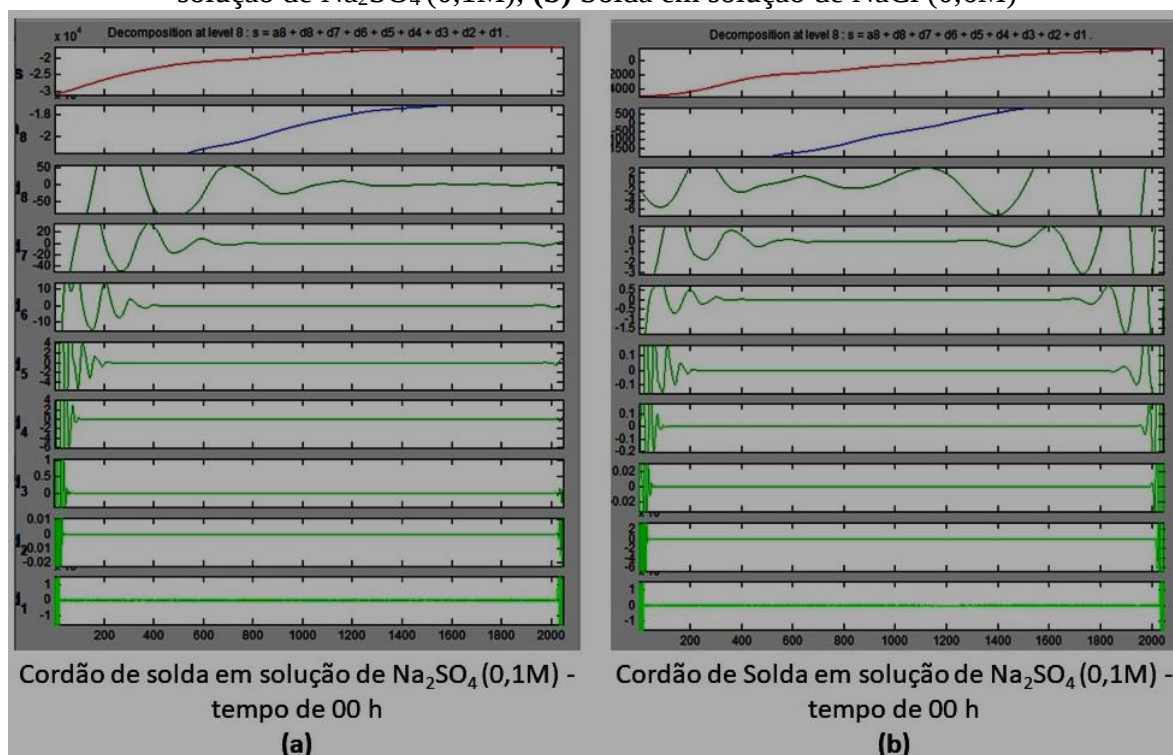
$$x_{sem\ tend\ DC} = x_n - a_8 \quad \text{Eq. 13}$$

Figura 47 – Diagrama esquemático para decomposição de energia do sinal de ruído de corrente utilizando o algoritmo de transformada rápida de *wavelet* para o **(a)** Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); **(b)** Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de NaCl (0,6 M)



Fonte: Próprio Autor (2022)

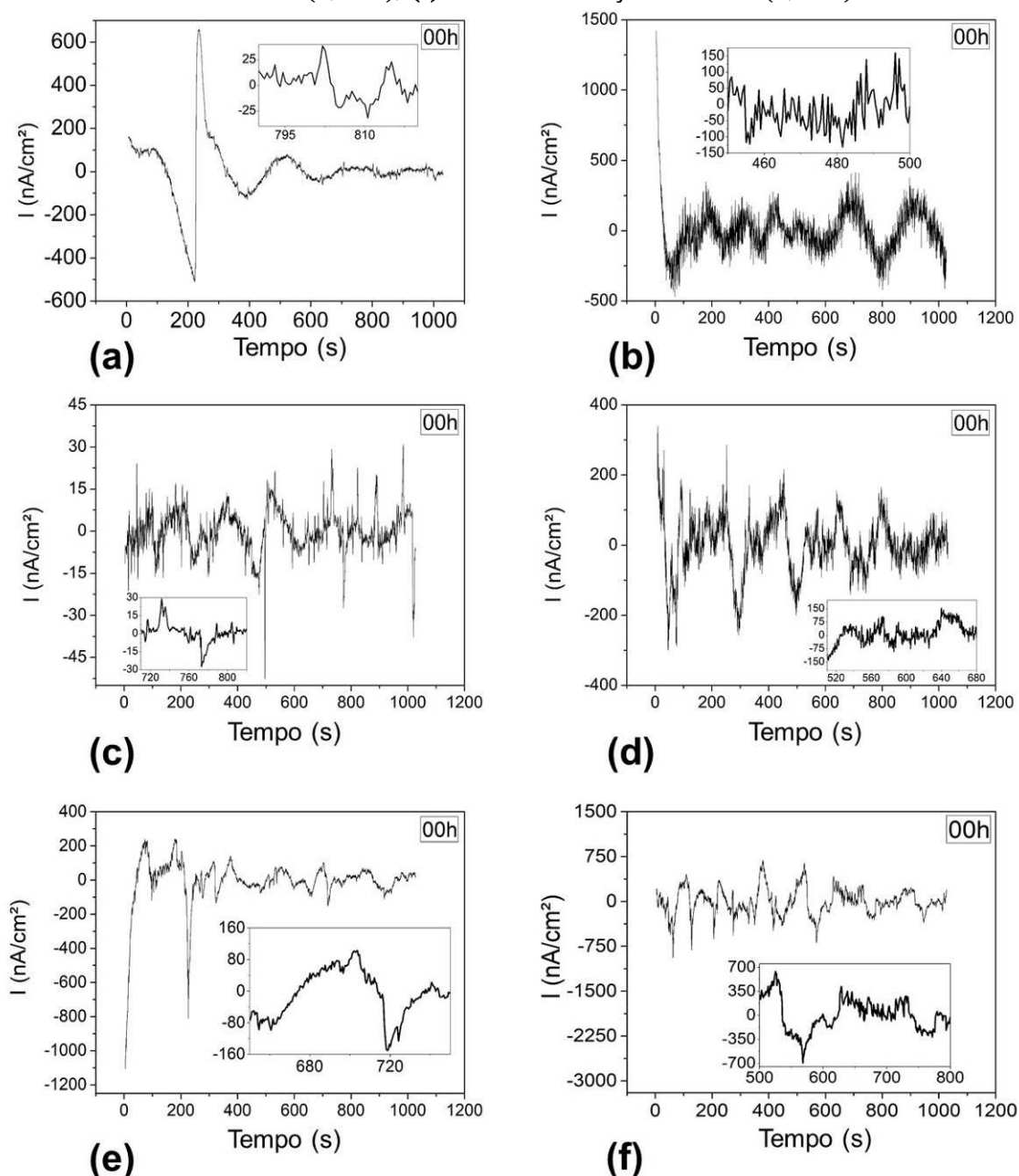
Figura 48 – Diagrama esquemático para decomposição de energia do sinal de ruído de corrente utilizando o algoritmo de transformada rápida de *wavelet* para o **(a)** Solda em solução de Na_2SO_4 (0,1M); **(b)** Solda em solução de NaCl (0,6M)



Fonte: Próprio Autor (2022)

A **Figura 49** apresenta os gráficos para a primeira condição (00 h) sem a presença de tendência DC para as medidas de densidade de corrente. Pode-se observar a diferença do sinal quando comparado com os gráficos contendo a tendência (**Figura 42**).

Figura 49 – Curvas de E_N de densidade de corrente (nA/cm^2), para a primeira medida (tempo de 00 h) para cada condição avaliada sem tenência DC após remoção da tendência DC utilizando função *wavelet* **(a)** Aço DP980 em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); **(b)** Aço em solução de NaCl (0,6 M); **(c)** Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); **(d)** Liga de Alumínio 6013-T4 em solução de NaCl (0,6 M); **(e)** Solda em solução de Na_2SO_4 (0,1 M); **(f)** Solda em solução de NaCl (0,6 M)



Fonte: Próprio Autor (2022)

Tanto para o aço quanto para a liga de alumínio, o meio de NaCl parece ser mais corrosivo, visto a maior frequência dos sinais e a maior amplitude das flutuações observadas nos detalhes dos gráficos da **Figura 49**, quando comparado com os materiais em meio de Na₂SO₄, uma vez que essa intensidade das flutuações está ligada à taxa de corrosão. Visualmente os sinais das medidas com eletrodo do cordão de solda parecem menos intensos que os outros materiais, porém ao analisar a intensidade das flutuações percebe-se uma grande diferença, principalmente para o meio de NaCl onde se observa transientes com intensidade de 700 nA/cm². Essa maior intensidade pode estar ligada ao sinergismo causado pela mistura de materiais (ferro + alumínio + intermetálicos) e diferenças nas microestruturas produzidas pela soldagem a laser.

Com relação ao ruído de potencial, ele costuma variar ao redor do potencial de corrosão do material. A **Tabela 9** apresenta a média do potencial de corrosão obtida ao longo das medidas de 00 h – 72 h.

Tabela 9 - Média dos valores de ruído de potencial para cada condição de ensaio

Experimento	Ruído de Potencial (V)
1 - (DP980 – Na ₂ SO ₄ 0,1 M)	-0,68512
2 - (DP980 – NaCl 3,5%/0,6 M)	-0,65421
3 - (6013-T4 – Na ₂ SO ₄ 0,1 M)	-0,34485
4 - (6013-T4 – NaCl 3,5%/0,6 M)	-0,71404
5 - (Solda – Na ₂ SO ₄ 0,1 M)	- 0,67363
6 - (Solda – NaCl 3,5%/0,6 M)	-0,65175

Fonte: Próprio Autor (2022)

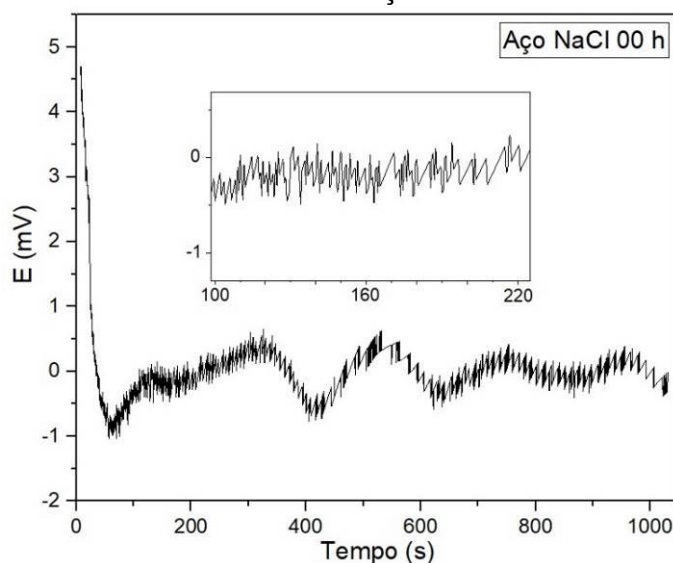
Os valores médios para o ruído de potencial anterior a remoção da tendência DC, flutuam ao redor do potencial de corrosão do material. De acordo com a **Tabela 10**, para o aço DP980 em meio de NaCl esse potencial ficou por volta de -0,65 V o que está de acordo com a literatura e os trabalhos de Montoya-Rangel *et al* (2020) que estudou a corrosão de aço DP590 e DP780 e encontrou potenciais de corrosão por volta de -0,54 e -0,61 V, respectivamente; Facundo *et al* (2022) que em seus estudos com DP590, DP780 e DP 980 obtiveram potenciais de -0,72; -0,86 e -0,63 V respectivamente; Gómez (2020) estudando a corrosão em aço DP780 encontrou potencial de corrosão de -0,69 V e Carpintero-Moreno *et al* (2013) com estudos aplicando o aço DP obtiveram um potencial de -0,51 V.

Levando em conta que alguns desses valores foram obtidos utilizando outras técnicas como a polarização, as diferenças inerentes a cada material e também o eletrodo de referência utilizado, neste trabalho Ag/AgCl enquanto nos encontrados na literatura, o Calomelano, o potencial obtido encontra-se em um valor aceitável e coerente. O valor encontrado para o aço DP980 em meio de Na_2SO_4 praticamente manteve-se igual ao meio de NaCl com valor de -0,68 V mostrando que esse meio também agride o material. Vale ressaltar que, apesar de corroer o material, o meio de NaCl tende a uma maior agressividade conforme visto nos transientes e do ruído de corrente. Os trabalhos de Chin e Fu (1979) e Gonçalves e Melo (2001) encontraram potenciais de corrosão nos valores de -0,97 e -0,70 V para aço médio carbono com eletrodo de calomelano e aço carbono com eletrodo de Prata Cloreto de Prata, respectivamente, em meio de Na_2SO_4 0,5 M. Portanto, considerando as diferenças experimentais o valor de -0,68 V é também é aceitável. Para a liga de alumínio 6013 T4 os valores de potencial foram bem distintos.

Em meio de NaCl o potencial mais negativo indica uma maior probabilidade de corrosão. Os autores Schneider e Pohl (2002) analisaram a corrosão em alumínio AA6013 em meio de NaCl 3,5% e encontram o valor de -0,67 V para o potencial de corrosão utilizando eletrodo de calomelano. O potencial encontrado para este meio neste trabalho foi de -0,71 V, próximo ao encontrado na literatura, levando-se em conta as diferenças experimentais. Para o meio de Na_2SO_4 foi encontrado o valor de -0,34 V, um valor mais positivo do que o encontrado para o meio de NaCl. Isso mostra uma menor probabilidade de corrosão para a liga de alumínio neste meio, o que pode ser explicado pela adsorção de sulfato pela superfície da liga de alumínio, formando uma barreira inibidora de corrosão (REIS; MARTINS; COSTA, 2017).

As curvas de potencial também passaram pelo processo de remoção de tendência DC. Após o processo, ambos os sinais, ruído de corrente e potencial, flutuam ao redor do valor zero. Na **Figura 50** é mostrado o gráfico de ruído de potencial após a remoção da tendência DC para o aço DP980 em meio de NaCl para o tempo de 00 h. As demais condições também passaram pelo processo de remoção de tendência e seguiram o mesmo padrão, flutuação ao redor do valor zero e portanto não serão mostradas. Ainda, os valores de ruído de potencial são importantes para o cálculo da Resistência ao Ruído, porém fisicamente não carregam informações à respeito da corrosão tal qual os sinais de ruído de corrente, na qual a intensidade dos sinais pode ser associada a intensidade de corrosão e a energia do sinal ao tipo de corrosão predominante.

Figura 50 – Curvas de E_N de densidade de corrente (nA/cm^2), para a primeira medida (tempo de 00 h) para cada condição avaliada sem tendência DC após remoção da tendência DC utilizando função *wavelet*



Fonte: Próprio Autor (2022)

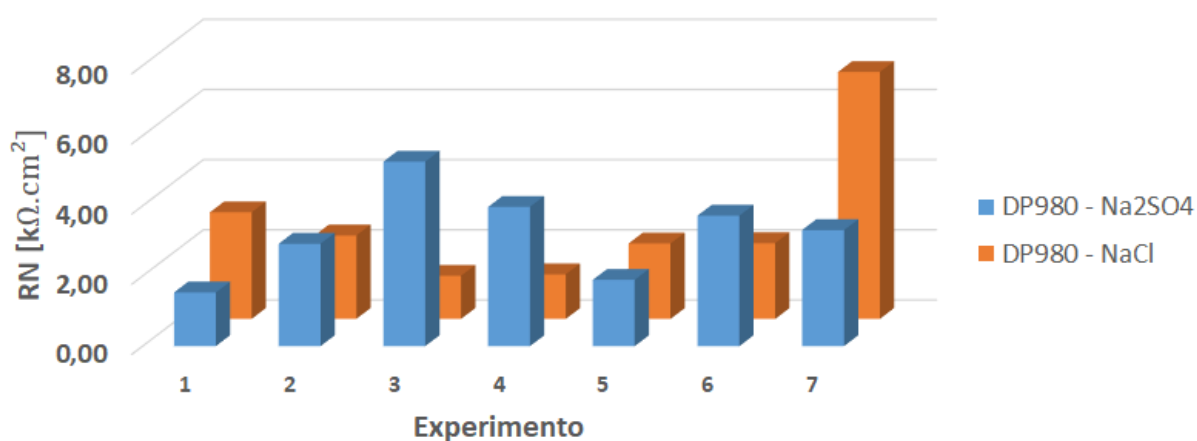
4.6.3 Resistência ao ruído eletroquímico

Os gráficos das **Figuras 51 – 53** mostram um comparativo da evolução da resistência ao ruído eletroquímico (R_N) ao longo do tempo para cada experimento. Na **Tabela 10** é mostrada a média e a mediana da R_N durante o tempo de 72 horas para cada condição. Para o aço DP980 observa-se que a R_N apresentou pouca diferença entre os dois meios com uma resistência um pouco maior em relação ao meio de NaCl, possivelmente em função dos íons Cl^- . Ou seja, para ambos os meios o aço DP980 é suscetível à corrosão. Na literatura, trabalhos de Montoya-Rangel *et al* (2020) e (2022) encontraram para o aço DP uma R_N de em média 0,63 e 0,25 $\text{k}\Omega\cdot\text{cm}^2$ para o meio de NaCl, enquanto que neste trabalho foi encontrado em média 2,75 $\text{k}\Omega\cdot\text{cm}^2$. Em ambos os casos pode-se considerar uma baixa resistência indicando a suscetibilidade do material à corrosão para este meio.

Para o material AA6013-T4 é possível observar bem a diferença da interação com o meio, para o Na_2SO_4 , na qual, como já mencionado, o alumínio possui uma tendência de formar uma barreira protetora devido ao sulfato, a R_N é grande no início da medida e vai caindo ao longo do experimento, demonstrando que essa barreira tende a ser vencida com o passar do tempo e mesmo que seja recomposta, a corrosão aumenta com o passar do tempo. Em relação ao meio NaCl, a R_N é bem mais baixa e continua no mesmo nível ao longo da medida, a diferença de resistência para os meios é da ordem de cinco vezes maior para o meio de Na_2SO_4 em relação ao meio de NaCl – 38,05 x 9,35 $\text{k}\Omega\cdot\text{cm}^2$, respectivamente.

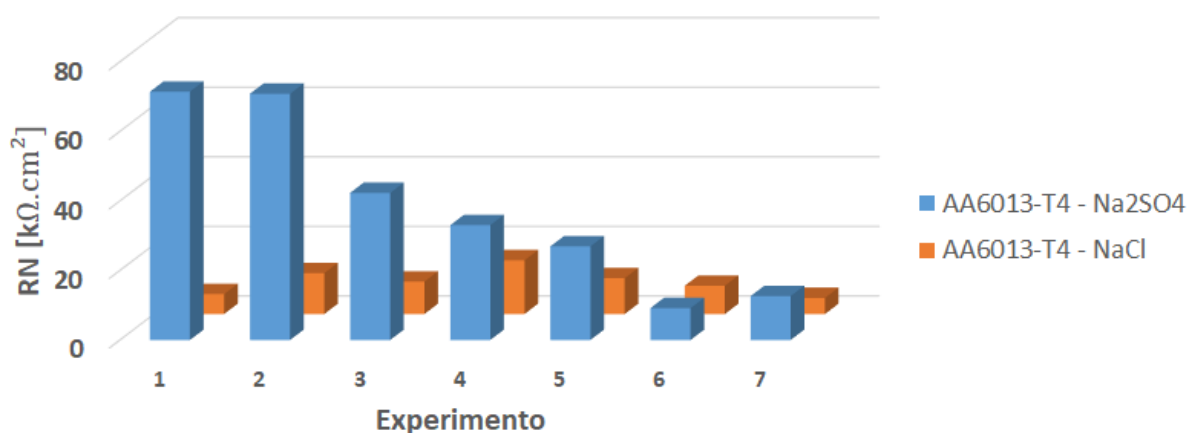
Para o material da solda observa-se um comportamento semelhante ao aço DP980, suscetibilidade à corrosão em ambos os meios; a R_N bem próxima ao aço DP980 para o meio de Na_2SO_4 , porém uma R_N menor em meio de NaCl . Como a microestrutura da solda é mais complexa que a do aço DP980, existe uma maior formação de micropilhas galvânicas em sua microestrutura corroborando para uma maior corrosão. Um outro ponto interessante é que é possível observar uma tendência, mesmo que de forma pequena, semelhante ao que acontece na liga AA6013-T4, uma maior resistência à corrosão nas medidas iniciais para o meio de Na_2SO_4 e ao passar do tempo essa resistência diminui. Isso pode ser provocado pelo alumínio presente na estrutura depois da fusão ocasionada pela soldagem a laser onde os materiais são misturados.

Figura 51 – Gráfico comparativo do comportamento da Resistência ao Ruído Eletroquímico em função do tempo para o aço DP980 em meio de Na_2SO_4 (em azul) e NaCl (em marrom)



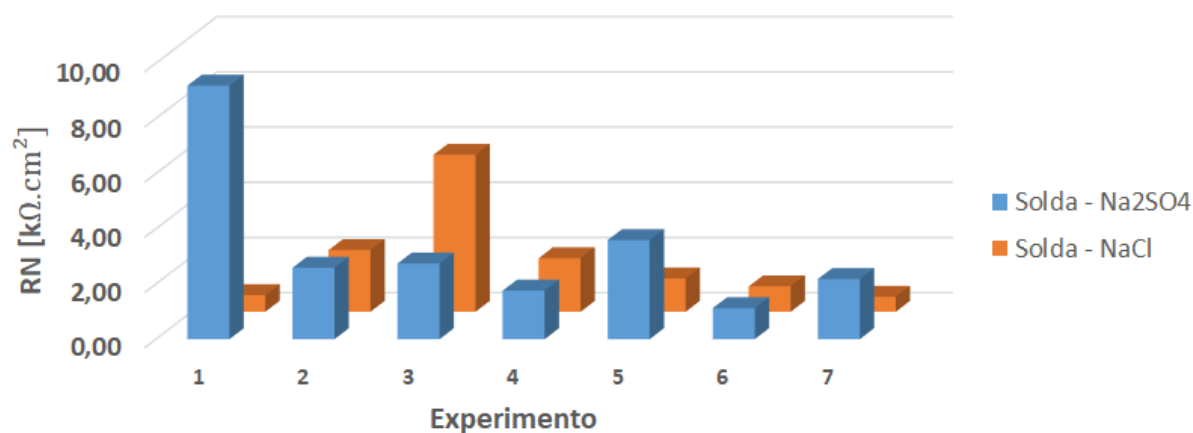
Fonte: Próprio Autor (2022)

Figura 52 – Gráfico comparativo do comportamento da Resistência ao Ruído Eletroquímico em função do tempo para a liga de alumínio AA6013-T4 em meio de Na_2SO_4 (em azul) e NaCl (em marrom)



Fonte: Próprio Autor (2022)

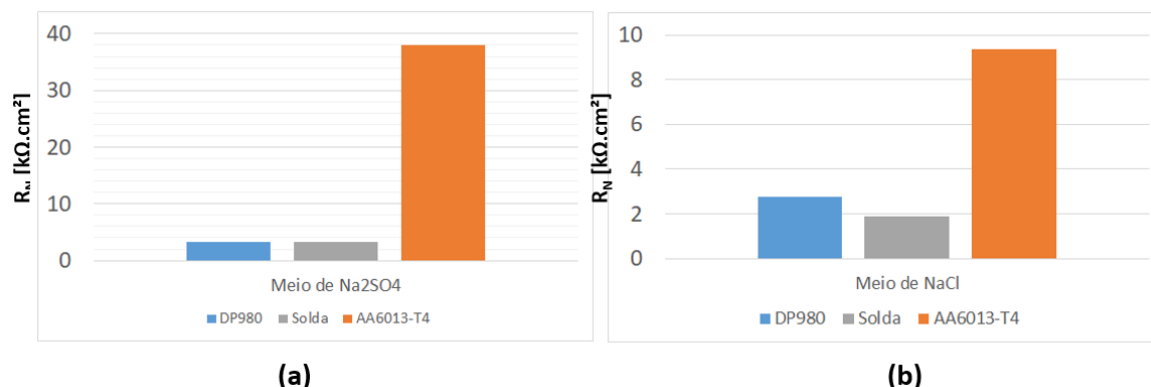
Figura 53 – Gráfico comparativo do comportamento da Resistência ao Ruído Eletroquímico em função do tempo para a solda em meio de Na_2SO_4 (em azul) e NaCl (em marrom)



Fonte: Próprio Autor (2022)

A **Figura 54** ilustra os resultados da **Tabela 10**. Nela fica claro que o alumínio possui a maior resistência à corrosão entre os três materiais testados. O cordão de solda, em relação à resistência à corrosão medida com auxílio da técnica de ruído eletroquímico, possui comportamento semelhante ao aço DP980 sendo que para o meio de NaCl possui uma sutil menor resistência.

Figura 54 – Ilustração comparativa da Resistência ao Ruído Eletroquímico dos materiais para os meios de **(a)** Na_2SO_4 e **(b)** NaCl



Fonte: Próprio Autor (2022)

Tabela 10 – Valores da média de Resistência ao Ruído Eletroquímico para os materiais aço DP980, liga de alumínio AA6013-T4 e solda em meios de Na_2SO_4 e NaCl

		R_N [$\text{k}\Omega \cdot \text{cm}^2$]	
		Na_2SO_4	NaCl
Aço DP980	Média	3,23	2,75
	Mediana	3,31	2,16
AA6013-T4	Média	38,05	9,35
	Mediana	33,04	9,33
Solda	Média	3,31	1,88
	Mediana	2,59	1,20

Fonte: Próprio Autor (2022)

Outro ponto que precisa ser discutido é em relação ao íon Cl^- e a sua participação na corrosão do aço e do alumínio. Com relação ao aço, ao entrar em contato com o eletrólito a superfície do material também forma uma camada de óxido, porém não tão estável quanto a camada de óxido formada na superfície do alumínio. Então, com uma concentração suficiente para romper essa camada de óxido e com oxigênio suficiente para manter a reação de oxirredução, está formado um ambiente perfeito para ocorrência da corrosão, presença de concentração suficiente de Cl^- fornecida pela solução de NaCl e oxigênio fornecido pela solução aquosa e pelo próprio ar pois a célula não era hermeticamente fechada (ELFEGANI; ABDALLA, 2017). Com relação à liga de alumínio AA6013 T4, quando em contato com o eletrólito, a superfície possui uma tendência a formar uma camada de óxidos protetores. Esta camada se comporta como uma barreira que inibe a oxidação adicional do metal. Porém, em ambientes que contêm ânions agressivos, como a

espécie de cloreto, Cl^- , o filme passivo torna-se instável e degrada localmente, causando corrosão localizada. Esta corrosão ocorre em duas etapas distintas: iniciação e propagação (NATISHAN; O'GRADY, 2014).

Uma das formas de corrosão localizada é a corrosão por pites. O início desse tipo de corrosão se dá através dos seguintes mecanismos: a penetração dos íons Cl^- que circundam a interface eletrólito/metal na camada de óxido; adsorção e deslocamento dos íons, promovendo ruptura da camada passiva de forma local. Essa interação entre a camada de óxido e os íons Cl^- acontece devido a própria natureza dos elementos, pois para a liga de alumínio AA6013-T4 a superfície terá uma carga líquida positiva e os ânions serão atraídos para a superfície em soluções aquosas com pH inferior a 9,5. A presença desta força atrativa permite que o Cl^- se mova facilmente para a interface óxido/solução, proporcionando assim ampla oportunidade para interação com a superfície passiva do filme (NATISHAN; O'GRADY, 2014). Ao se concentrar na interface, os íons de Cl^- provocam uma diminuição de pH localizada, propiciando a corrosão local. Portanto, a diminuição significativa da R_N do alumínio para o meio de NaCl pode ser explicada pela própria natureza da interação do material com o tipo de meio que o metal foi exposto.

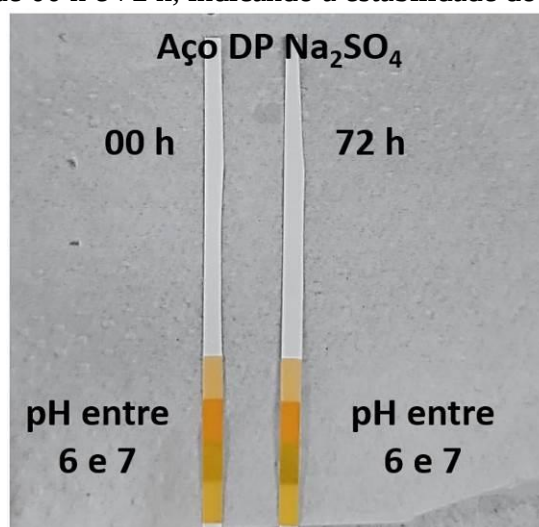
Como visto na discussão acima, o pH e a condutividade da solução são importantes para o entendimento do fenômeno da corrosão que ocorre no meio. Portanto, foi acompanhado a variação dessas duas medidas para os experimentos em ambos os meios. A **Tabela 11** apresenta os resultados da média dos valores obtidos, indicando que não ocorreram mudanças significativas para as duas medidas. A **Figura 55** mostra as imagens das fitas de pH mostrando que estão de acordo com as medidas digitais para o aço DP980 em meio de NaCl, as outras condições seguiram esse mesmo padrão. Essas medidas são importantes pois refletem a não interferência desses dois parâmetros para o processo de corrosão. Durante toda medida a solução apresentou praticamente a mesma condutividade, ou seja, em nenhuma medida específica o transporte de espécies teve um ganho ou uma perda com relação à facilidade adquirida ou perdida pelo aumento ou diminuição da condução. Já o pH se manteve próximo a neutralidade para ambos os meios. Ou seja, a natureza dos fenômenos locais provocadas pelos íons Cl^- descritas acima são a melhor explicação para o fenômeno de corrosão que ocorre, principalmente para o meio de NaCl.

Tabela 11 – Resultado das medidas de condutividade e pH para os meios de Na₂SO₄ e NaCl ao longo do tempo

Exp.	Na ₂ SO ₄		NaCl	
	Condutividade (mS/cm)	pH	Condutividade (μS/cm)	pH
00 h	10,06 ± 0,01	6,72 ± 0,06	53,19 ± 0,19	6,85 ± 0,10
09 h	10,03 ± 0,02	6,36 ± 0,04	53,26 ± 0,11	6,72 ± 0,07
24 h	10,05 ± 0,02	6,58 ± 0,09	52,31 ± 0,39	6,64 ± 0,09
33 h	10,03 ± 0,01	6,76 ± 0,08	53,27 ± 0,14	6,58 ± 0,08
48 h	10,05 ± 0,01	6,32 ± 0,05	52,97 ± 0,23	6,66 ± 0,07
57 h	10,07 ± 0,01	6,53 ± 0,07	53,38 ± 0,28	6,76 ± 0,12
72 h	10,02 ± 0,02	6,29 ± 0,05	52,84 ± 0,31	7,08 ± 0,18

Fonte: Próprio Autor (2022)

Figura 55 – Fita indicadora de pH para o aço DP980 em meio de Na₂SO₄ comparando os tempos de 00 h e 72 h, indicando a estabilidade do pH.



Fonte: Próprio Autor (2022)

4.6.4 Carga acumulada

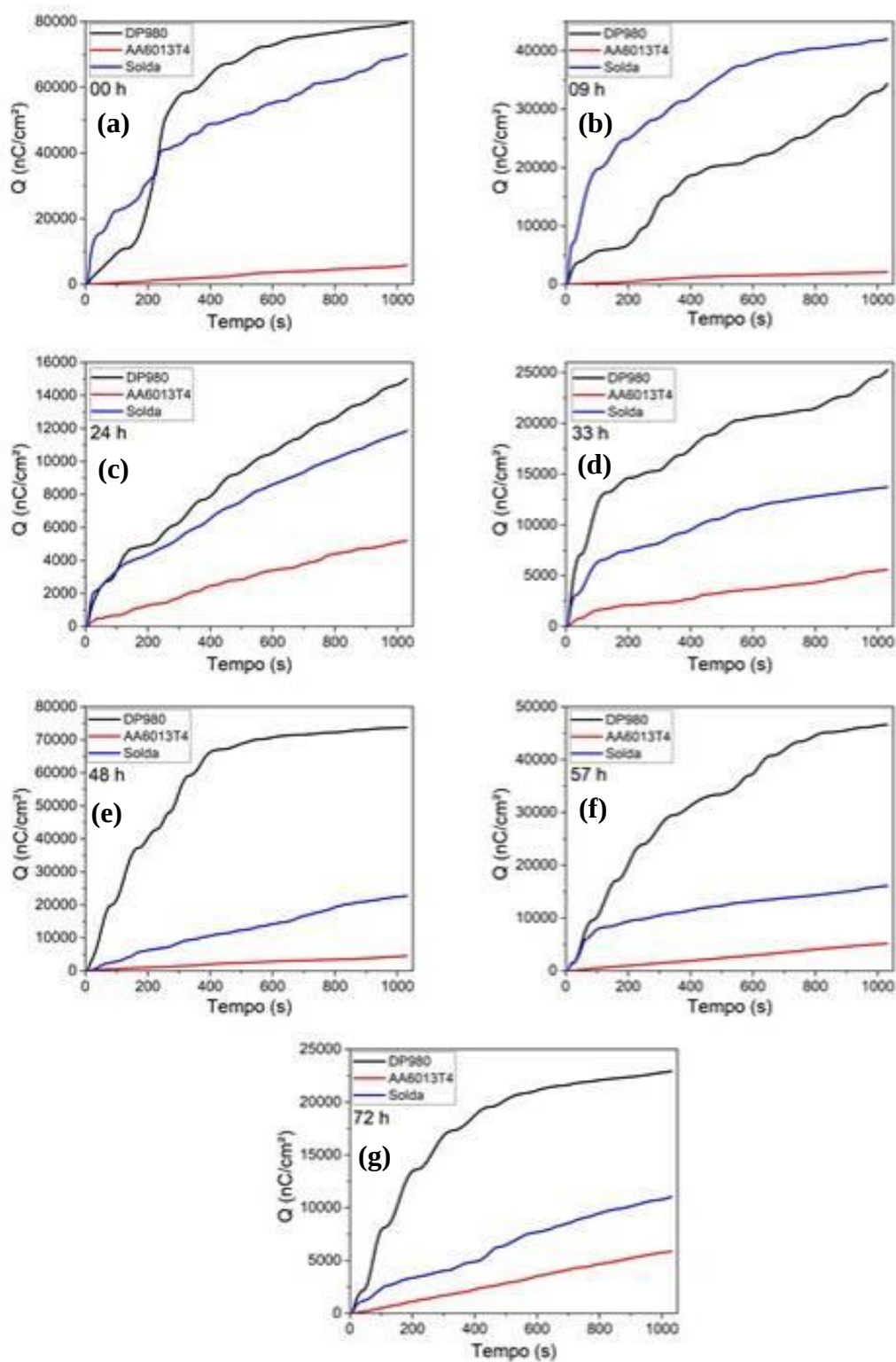
A diferença do comportamento com relação à corrosão das ligas nos dois meios estudados é apresentada de uma outra forma através de gráficos de carga x tempo. A corrente é definida como a razão do fluxo de carga por tempo, conforme **Equação 14**:

$$I = \frac{dQ}{dt} \quad \text{Eq. 14}$$

onde I é a corrente, Q a carga e t o tempo. Portanto, depreende-se da **Equação 14**, que a carga nada mais é que a integral da corrente pelo tempo. Portanto, ao integrar os sinais de ruído de corrente pelo tempo, obter-se-á gráficos de carga que podem ser entendidos como a quantidade de carga acumulada com a formação do sistema de corrosão, ou seja, quantidade de carga acumulada devido à corrosão. E a interpretação é simples, quanto maior a carga acumulada, maior a corrente e consequentemente maior a corrosão. A **Figura 56 e 57** apresenta a comparação ao longo do tempo para os três materiais, aço DP980, liga AA6013-T4 e solda nos dois meios estudados, Na_2SO_4 e NaCl .

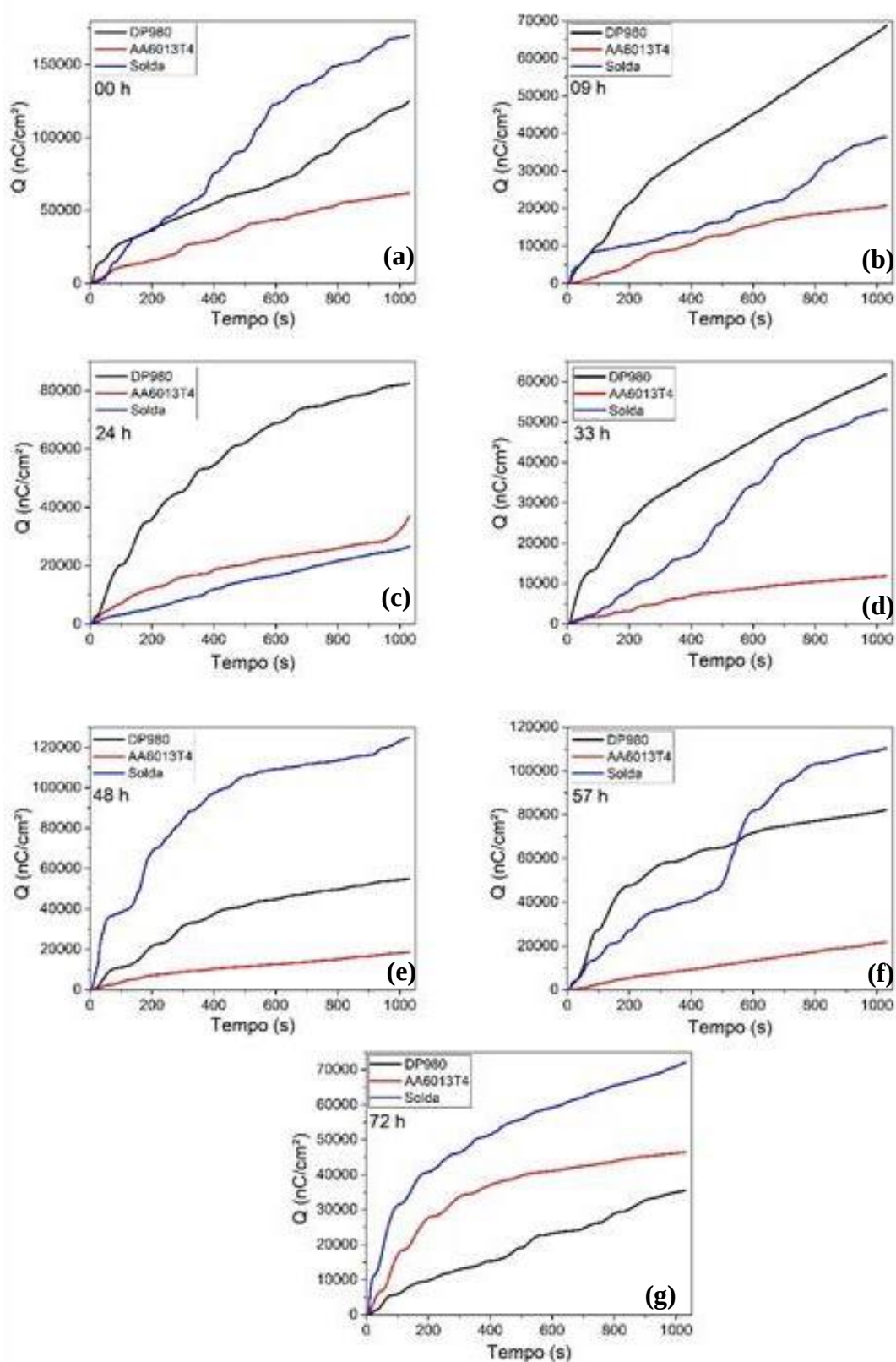
As **Figuras 56 e 57** vão ao encontro dos dados encontrados para a R_N . Em ambos os meios observa-se a resistência superior da liga AA6013-T4 em relação ao aço DP980 e solda – menor acúmulo de carga em relação aos outros materiais. Observa-se também um comportamento muito semelhante da solda e do aço DP980. Para o meio de Na_2SO_4 as curvas de carga indicam uma maior corrosão para o aço que para a solda, enquanto para o meio de NaCl , as curvas apontam para uma pequena superioridade para a solda em relação ao aço DP980. A **Tabela 11** apresentou essa equivalência de comportamento para o aço e a solda, visto que na média a solda possui uma maior resistência, enquanto que ao se analisar a mediana, medida estatística que exclui valores periféricos que podem estar fora da realidade do experimento, a resistência é menor, porém os valores são muito próximos indicando essa equivalência de comportamento entre o aço e a solda. Portanto, em relação à taxa de corrosão, a presença de alumínio e supostamente os intermetálicos formados durante a solda não afetam de maneira significativa a taxa de corrosão do material de acordo com os resultados encontrados.

Figura 56 – Comparação das curvas de cargas para os materiais aço DP980, liga AA6013-T4 e solda para o meio de Na_2SO_4 em função do tempo: **a)** 00 h; **b)** 09 h; **c)** 24 h; **d)** 33h; **e)** 48 h; **f)** 57h e **g)** 72 h



Fonte: Próprio Autor (2022)

Figura 57– Comparação das curvas de cargas para os materiais aço DP980, liga AA6013-T4 e solda para o meio de NaCl em função do tempo. **a)** 00 h; **b)** 09 h; **c)** 24 h; **d)** 33h; **e)** 48 h; **f)** 57h e **g)** 72 h



Fonte: Próprio Autor (2022)

4.6.5 Diagramas de energia

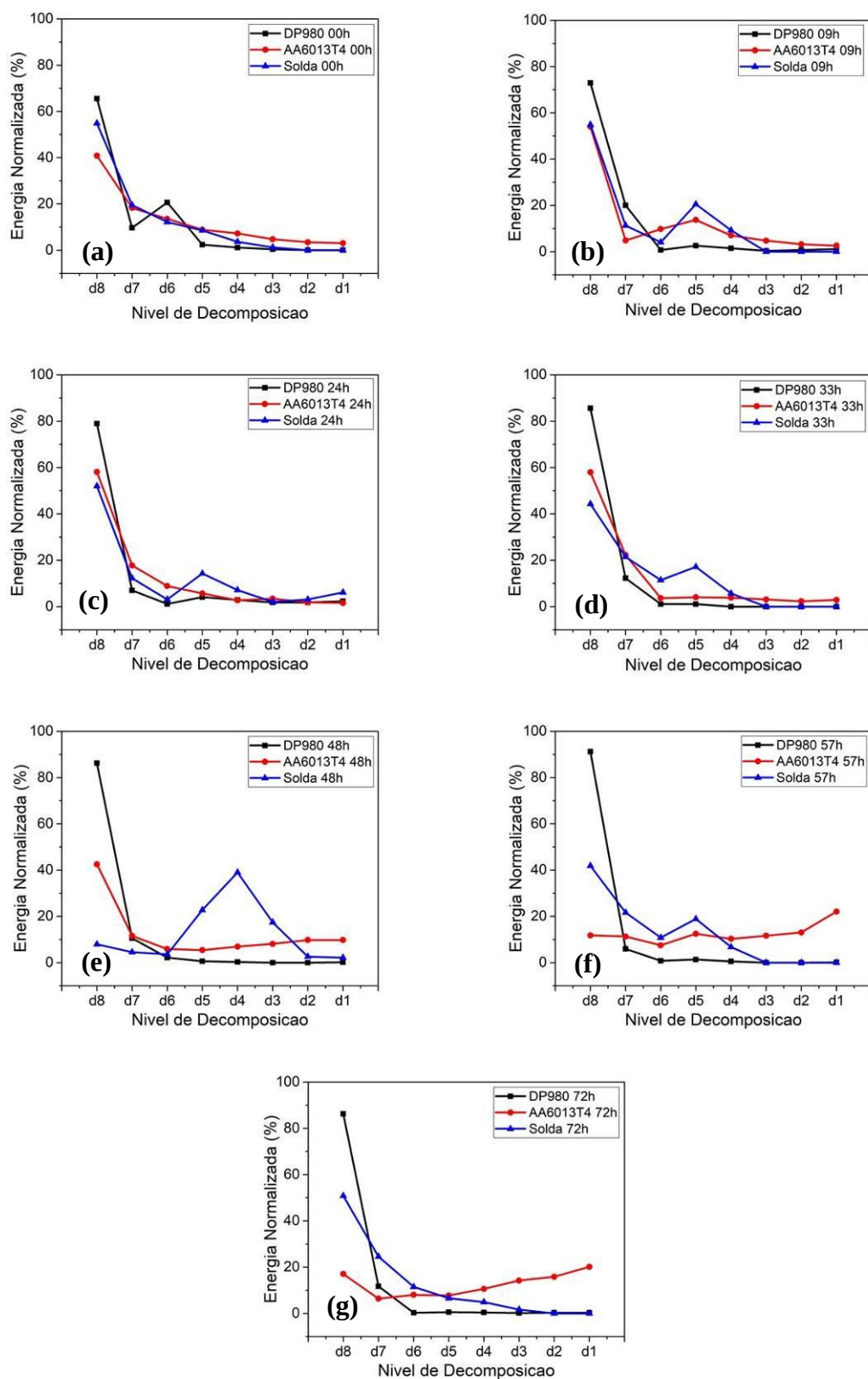
Conforme visto na revisão da literatura, ainda não há um consenso entre os pesquisadores sobre o que cada cristal ou conjunto de cristais indica com relação ao fenômeno da corrosão. Portanto, a utilização da técnica e sua interpretação podem apontar para resultados errôneos. Uma das formas de justificar a interpretação energética sobre os tipos de corrosão e outros fenômenos tais como passivação, é a utilização de outros resultados na leitura dos cristais de energia, neste contexto, faz-se necessário a utilização de outras técnicas como o acompanhamento visual da corrosão e dados sobre a taxa de corrosão, ou resistência à corrosão do material ao meio que está inserido.

A **Figura 58** mostra a comparação dos diagramas de distribuição de energia obtidos a partir das análises de *wavelets* do ruído de corrente do aço DP980, liga AA6013-T4 e solda para o meio de Na_2SO_4 . Em relação ao aço DP980, a energia do tempo 00 h traduz o comportamento do aço DP980 em relação à corrosão logo que a superfície do metal entra em contato com o eletrólito. Nesta medida, quase cem por cento da energia se concentra nos cristais d_8 , d_6 e d_7 . Em relação ao encontrado na literatura e ao observado no experimento, nesta medida pode-se dizer que logo que entra em contato com o eletrólito, inicia-se o processo de corrosão, já que grande parte da energia concentra-se no cristal d_8 , que pode refletir ocorrência de processos de difusão, e como já foi visto, a difusão de oxigênio pode ser explicada pelas reações catódicas de redução do oxigênio, ou seja, é essencial para continuidade do processo de corrosão. Além disso, esse cristal também pode indicar corrosão localizada, o que é natural acontecer logo no início do processo, pois quando em contato com o meio corrosivo, de imediato ocorre a formação de micropilhas galvânicas e o processo de corrosão se dá em vários sítios simultaneamente. Em relação aos outros tempos, o aço DP980 mantém um padrão de maior quantidade de energia situada no cristal d_8 e em seguida no d_7 , indicando corrosão localizada e ocorrência de processo de difusão de oxigênio. Nos tempos de 09, 24 e 57 h há um acúmulo discreto de energia no cristal d_5 , indicando a possibilidade de corrosão mista e pites. A **Figura 59** apresenta as macrografias da corrosão durante o ensaio.

A **Figura 59** mostra o eletrodo de aço DP980 com processo de corrosão evoluindo ao longo do tempo. Na imagem em 00 h mostra o eletrodo sem nenhuma marca visível de corrosão, porém como observado nos gráficos de energia o processo de corrosão já havia iniciado. Ao final das 72 h observa-se o eletrodo quase todo corrosivo, porém os diagramas de energias indicam em sua maioria corrosão localizada, cristal d_8 . A análise das imagens

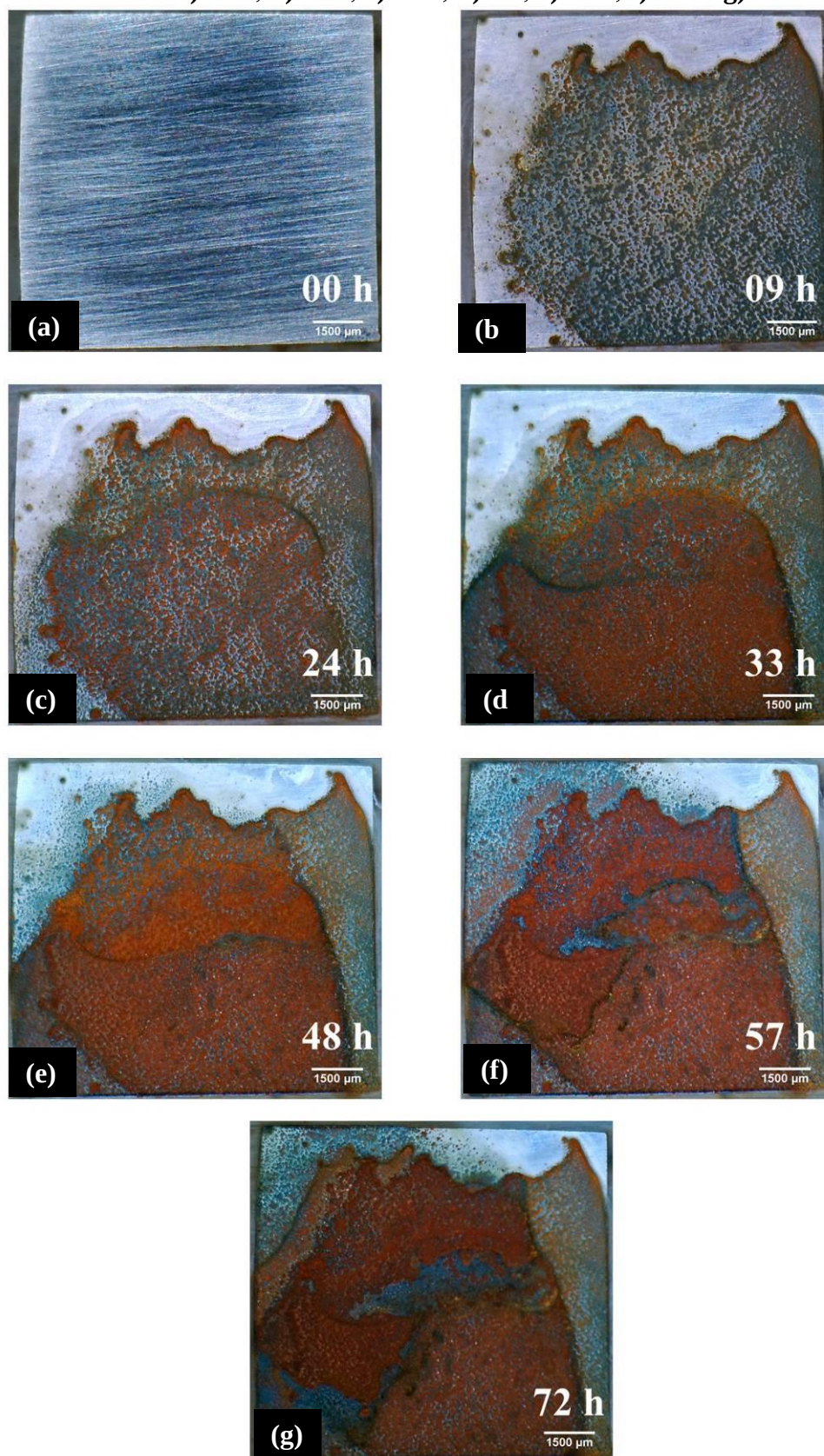
em conjunto com os diagramas de energia mostra que a corrosão vai acontecendo de forma localizada até atingir quase a totalidade da superfície metálica. O discreto acúmulo de energia no cristal d₅ indicando corrosão mista também é coerente analisando as imagens. A hipótese de corrosão localizada também se sustenta devido aos pontos de corrosão observado principalmente na região esquerda do eletrodo, a corrosão se inicia de forma localizada mostrada por esses pontos e cresce alcançando a totalidade da extensão do eletrodo.

Figura 58 - Diagramas de distribuição de energia: comparação entre aço DP980, liga AA6013-T4 e solda para o meio de Na_2SO_4 . **a)** 00 h; **b)** 09 h; **c)** 24 h; **d)** 33h; **e)** 48 h; **f)** 57h e **g)** 72 h



Fonte: Próprio Autor (2022)

Figura 59 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de Na_2SO_4 para o aço DP980. **a)** 00 h; **b)** 09 h; **c)** 24 h; **d)** 33h; **e)** 48 h; **f)** 57h e **g)** 72 h



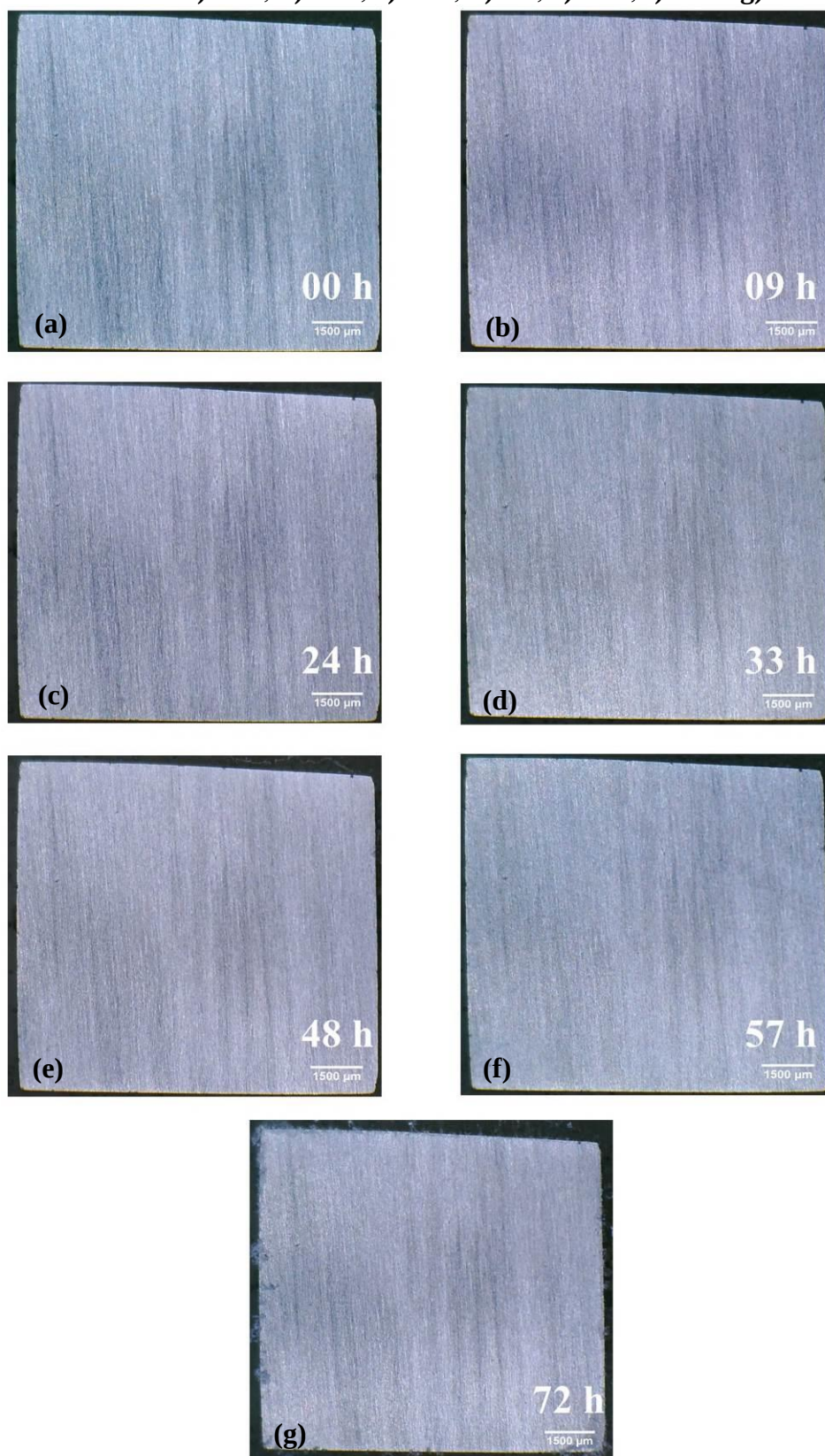
Fonte: Próprio Autor (2022)

Em relação à liga AA6013-T4 em meio de Na_2SO_4 observa-se um comportamento bem diferente do aço DP980. No primeiro experimento, tempo 00 h, a maior quantidade de energia acumula-se no cristal d_8 seguido por d_7 e d_6 . Em relação ao cristal d_8 é provável que indique processos de corrosão localizada e difusão de oxigênio, conforme visto para o aço DP980. Já no tempo de 09 h observa-se que as energias agora concentram-se além do cristal d_8 , no cristal d_5 , d_6 e d_4 . Ou seja, além da corrosão localizada e processo de difusão de oxigênio, a distribuição de energia pode estar indicando um processo de repassivação, visto que ao entrar em contato com oxigênio o alumínio tende a formação de uma camada protetora de óxido em sua superfície. Com 24 h observa-se a energia concentrada praticamente toda no cristal d_8 , conforme no experimento em 00 h. A partir de 33 h, embora a energia se concentre no cristal d_8 , verifica-se uma tendência de distribuição de energia para os cristais d_1 , d_2 e d_3 , confirmando essa tendência no tempo de 72 h. A energia acumulada nestes cristais podem, segundo a bibliografia, indicar corrosão generalizada e passivação, além da formação de pitting metaestável.

A **Figura 60** apresenta a evolução da corrosão ao longo do tempo em meio de Na_2SO_4 para os eletrodos de liga de AA6013-T4. Como pode ser observado a superfície da liga parece não ocorrer corrosão, tal qual o aço DP980. Essa observação vai ao encontro das resistências à corrosão, calculadas através do ruído eletroquímico. A liga apresenta uma alta resistência e, conforme observado, parece ter se passivado, visto que não apresenta regiões visíveis corroídas. Portanto, a interpretação correta dos diagramas, em consonância com a observação das imagens é de passivação da liga AA6013T4.

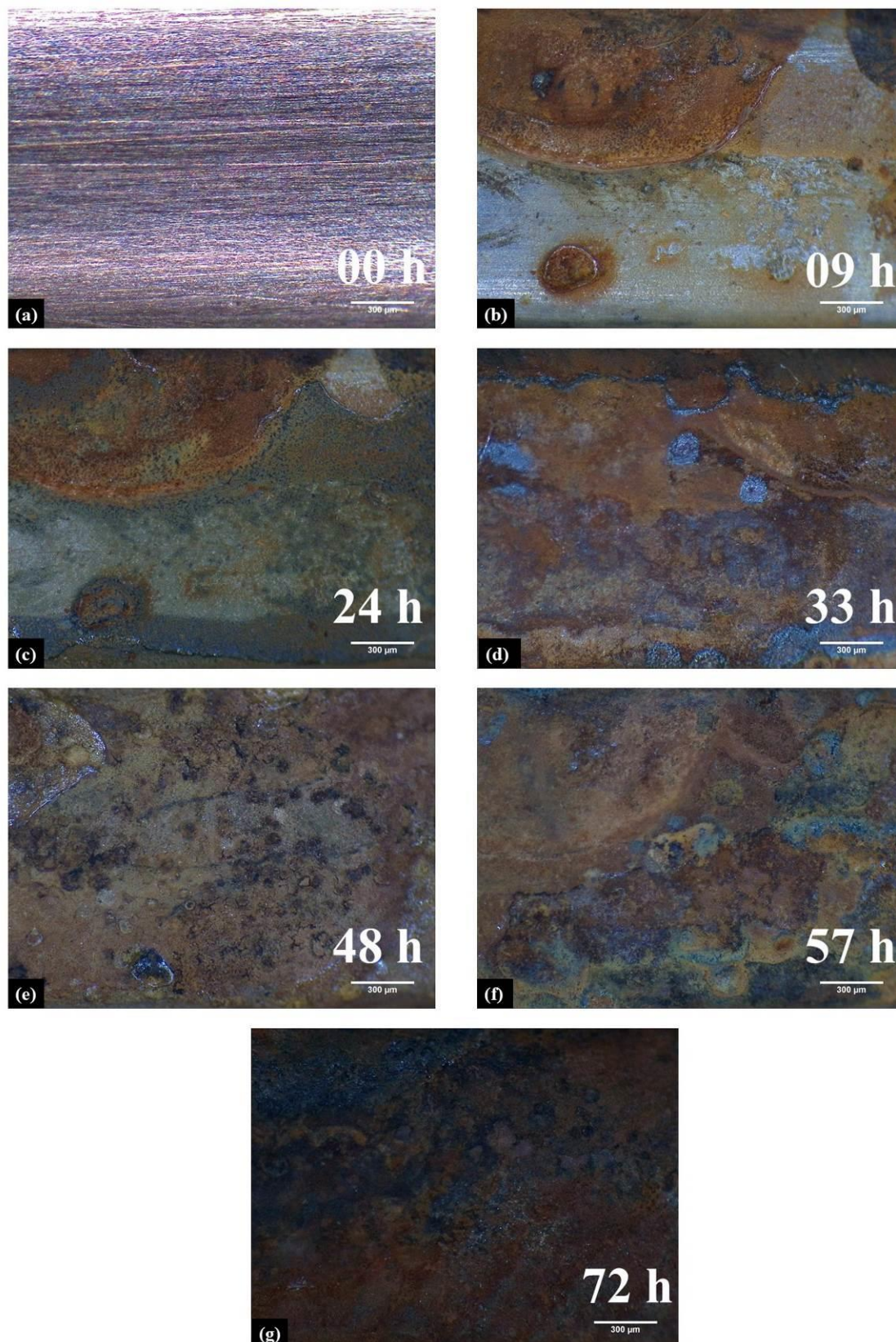
Para o eletrodo contendo o cordão de solda, em geral, o cristal d_8 é o cristal com maior quantidade de energia acumulada, porém ao longo do experimento a energia também se acumula nos cristais d_5 e d_4 , principalmente no tempo de 48 h. Portanto, os diagramas de energia mostram que existe além de corrosão localizada, corrosão mista e por pites. Isso fica claro ao acompanhar as imagens do eletrodo contendo o cordão de solda ao longo do tempo de ensaio, **Figura 61**. Percebe-se a formação de regiões mais degradadas e com o passar do tempo, a superfície vai ganhando um aspecto corroído, em toda a superfície. A maior distribuição de energia nos níveis d_5 e d_4 fica caracterizada, principalmente nos tempos de 09, 24, 33, 48 e 57 h com as imagens mostrando pontos mais escuros e superfície cada vez mais coberta por produtos de corrosão, indo ao encontro da hipótese de pites e corrosão mista.

Figura 60 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de Na_2SO_4 para a liga AA 6013-T4. **a)** 00 h; **b)** 09 h; **c)** 24 h; **d)** 33h; **e)** 48 h; **f)** 57h e **g)** 72 h



Fonte: Próprio Autor (2022)

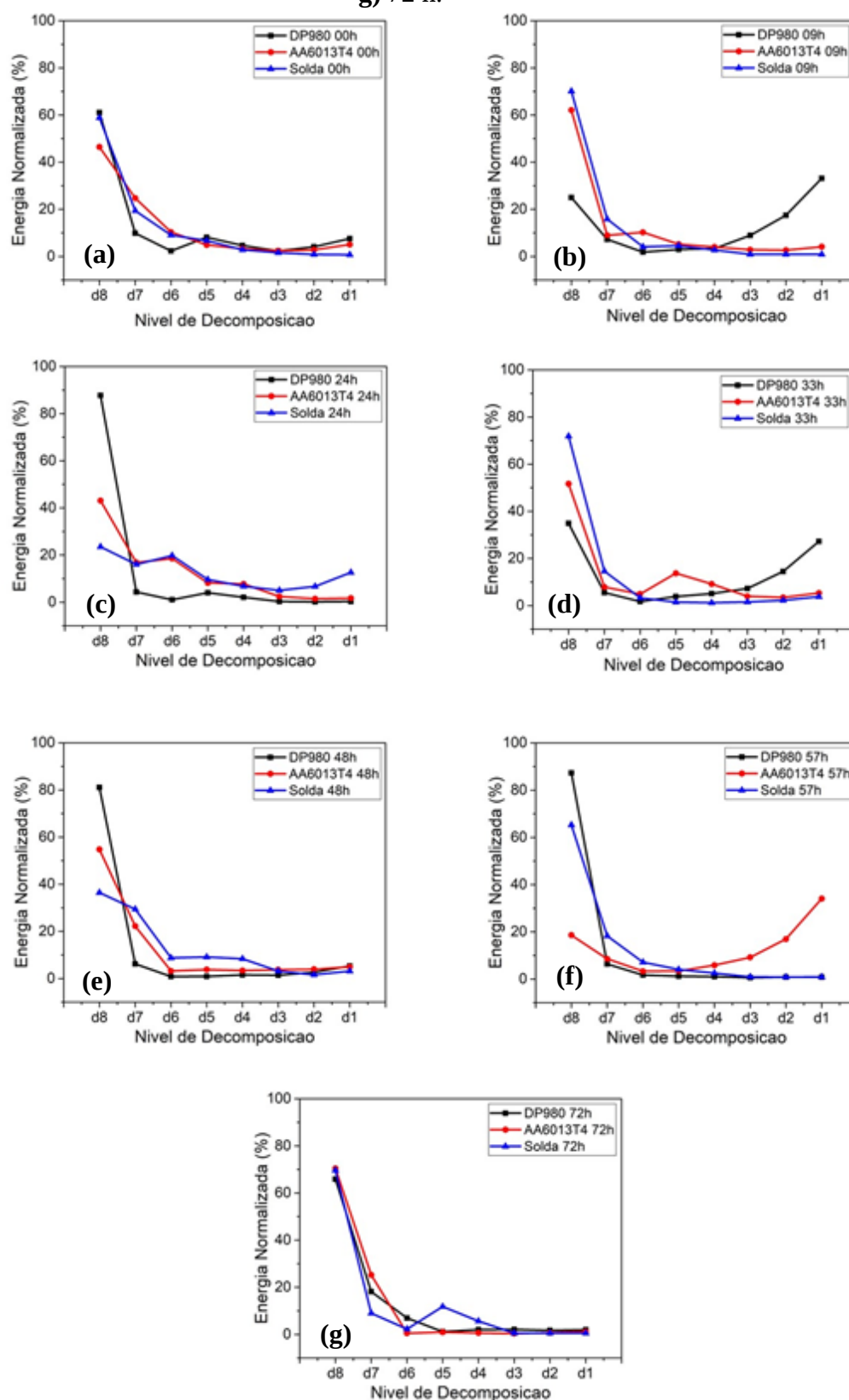
Figura 61 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de Na_2SO_4 para a solda.
a) 00 h; b) 09 h; c) 24 h; d) 33h; e) 48 h; f) 57h e g) 72 h



Fonte: Próprio Autor (2022)

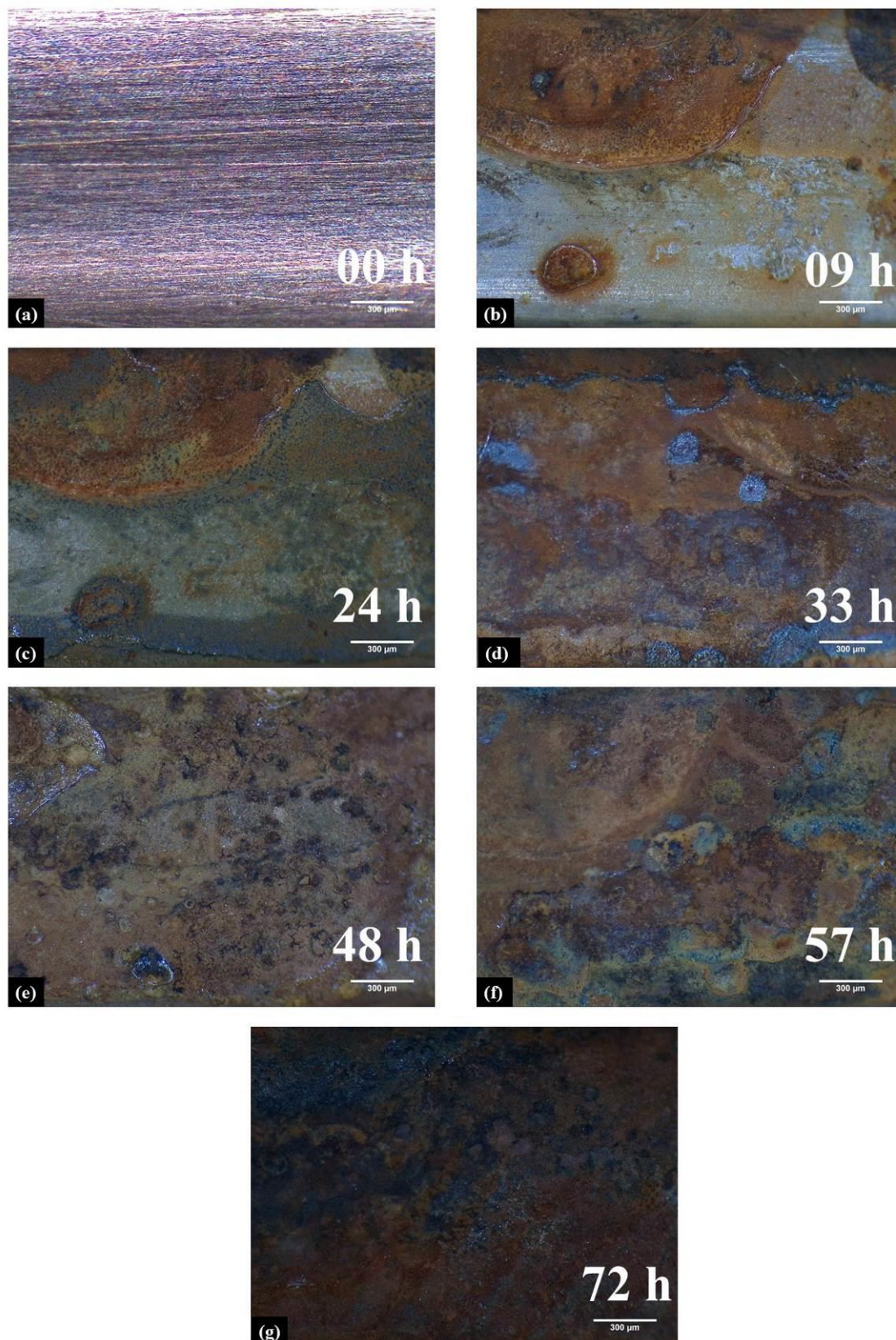
A **Figura 62** mostra a comparação dos diagramas de distribuição de energia obtidos a partir das análises de *wavelets* do ruído de corrente do aço DP980, liga AA6013-T4 e solda para o meio de NaCl. A situação neste meio apresenta diferenças em relação ao meio Na₂SO₄. No tempo 00 h a maior energia acumulada ainda é no cristal d₈, porém mesmo no início os cristais d₅ e d₁ chama atenção por acumularem um nível significativo – visível, de energia. Como já visto, o cristal d₈ envolve corrosão localizada e difusão de oxigênio, já os cristais d₅ e d₁ podem significar, já no primeiro contato entre o eletrólito e a superfície metálica, a formação de pites metaestáveis e “estáveis” e sua propagação e corrosão mista. Nos tempos de 09 e 33 h ainda há uma significativa energia em d₈ e em d₁ a d₃, principalmente em d₁. A partir de 48 h a energia se acumula praticamente toda em d₈. A **Figura 63** apresenta as imagens do eletrodo de aço DP980 corroendo ao longo do tempo. Pode ser observado que nos tempos de 09 e 24 h existe uma corrosão localizada e após o tempo de 48 h o eletrodo começa a se corroer por áreas até quase atingir a totalidade no tempo em 72 h. O fenômeno observado em 09 e 24 h, tanto nos diagramas de energia quanto nas imagens, mostram a sensibilidade da técnica. Ao se analisar o conjunto de dados, torna-se plausível a hipótese de que, em meio de NaCl o aço sofre primeiramente corrosão localizada na forma de pites sendo que, com o passar do tempo, ocorre a propagação desses pites e corrosão localizada em setores até a cobertura total da superfície.

Figura 62 - Diagramas de distribuição de energia: comparação entre aço DP980, liga AA6013-T4 e solda para o meio de NaCl. **a)** 00 h; **b)** 09 h; **c)** 24 h; **d)** 33h; **e)** 48 h; **f)** 57h e **g)** 72 h.



Fonte: Próprio Autor (2022)

Figura 63 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de NaCl para o aço DP980. **a)** 00 h; **b)** 09 h; **c)** 24 h; **d)** 33h; **e)** 48 h; **f)** 57h e **g)** 72 h.



Fonte: Próprio Autor (2022)

Os diagramas de energia para a liga AA6013-T4 para o meio de NaCl também difere bastante dos diagramas para o meio de Na₂SO₄. Para a primeira medida, em 00 h, a energia é acumulada nos cristais d₈, d₇ e d₆ e d₁, respectivamente. Como visto, a energia em d₈ sinaliza corrosão localizada e difusão de oxigênio, porém o acúmulo em d₆ a d₈ pode indicar também crescimento de pites, enquanto d₁, a formação de pites metaestáveis. Para os tempos de 24 e 33 h observa-se um notável crescimento da energia acumulada em d₆, d₅ e d₄; e d₅ e d₄, respectivamente. Nesse período, as energias indicam a presença de corrosão mista e pites. Em 48 h o cristal d₈ volta a receber a maior parte da energia e com 57 h a energia se acumula principalmente em d₁, d₂ e d₃, indicando corrosão generalizada e pites metaestáveis. Após, com 72 h o cristal d₈ volta a receber o maior acúmulo de energia.

A **Figura 64** apresenta as macrografias do eletrodo confeccionado a partir da liga AA6013-T4 ao longo das sete medidas de ruído eletroquímico. Ao analisar as imagens é possível observar o aparecimento de pontos de corrosão, o que não foi possível observar para o meio de Na₂SO₄, indo ao encontro dos resultados de resistência ao ruído eletroquímico, que foi menor para o meio de NaCl que para o meio de Na₂SO₄, para essa liga, indicando uma maior propensão à corrosão. Ao final do processo, observa-se uma corrosão localizada na periferia do eletrodo e alguns pontos ao centro, mostrando que a interpretação mais coerente dos diagramas de energia é de corrosão localizada e formação de pites.

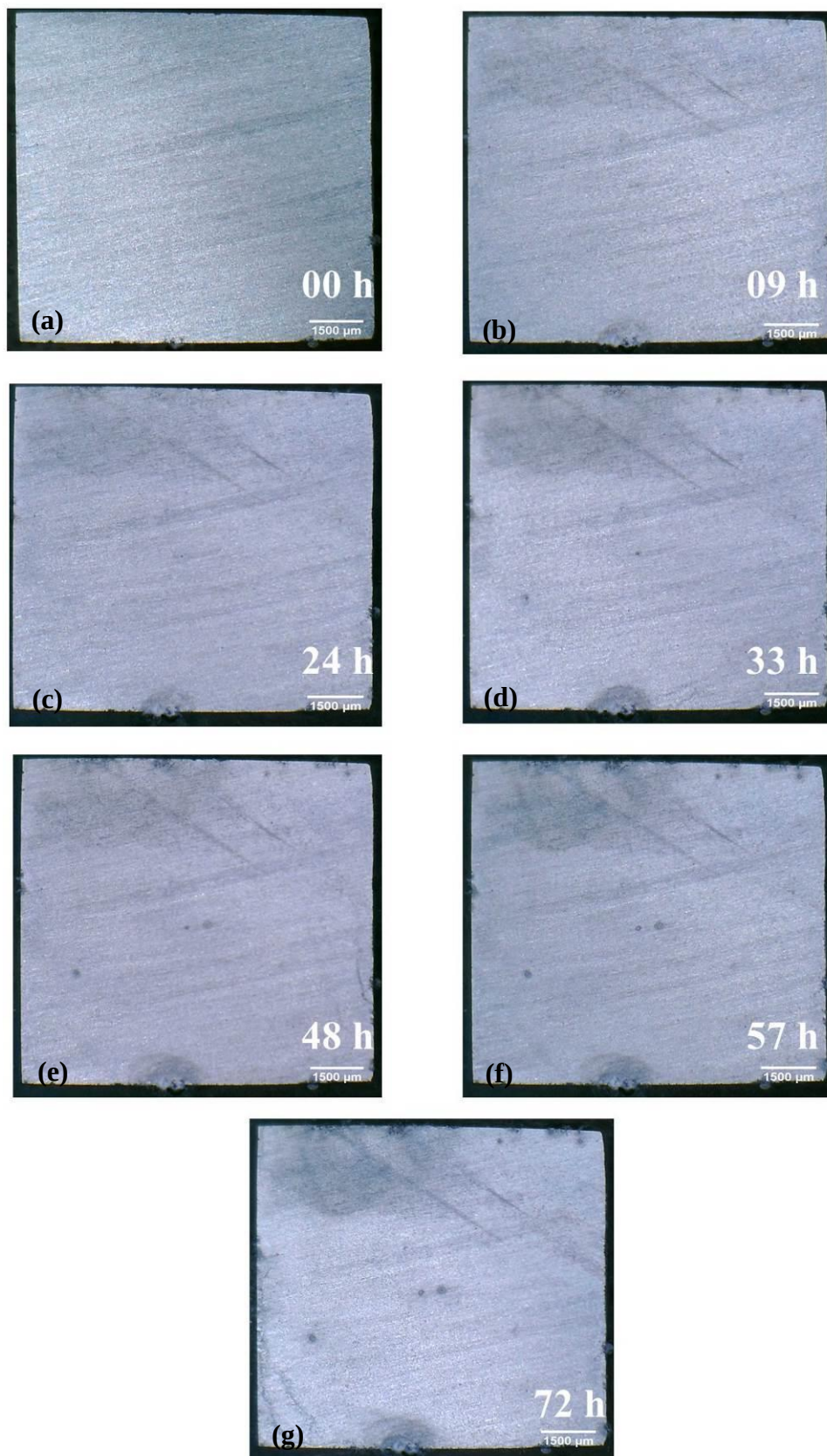
Os diagramas de energia para a região soldada em meio de NaCl mostram comportamentos diferentes ao longo do tempo. Para o tempo inicial a energia se acumula nos cristais d₈, d₇ e d₆. Conforme já visto, esses cristais podem indicar corrosão localizada, crescimento de pites e difusão de O₂. Para o tempo de 09 h existe um pequeno ganho de energia no cristal d₅ podendo indicar pites ou corrosão mista. Para o tempo de 33 h agora é o cristal d₁ que possui um pequeno ganho de energia podendo indicar corrosão uniforme ou a formação de pites metaestáveis. No tempo de 24 h um comportamento completamente diferente é observado. As energias estão mais bem distribuídas ao longo dos oito cristais. Tendo o maior patamar em d₈ – d₆, seguido por d₁– d₂ e depois por d₅ – d₃. O primeiro patamar continua apontando para corrosão localizada, pites e difusão. Já o segundo pode indicar um processo de corrosão generalizada e pites metaestáveis e o último patamar, corrosão mista e propagação de pites. Portanto, para este tempo observa-se um conjunto de fenômenos ocorrendo, fato que pode ser explicado pela complexidade da microestrutura e as muitas possibilidades de formação de micropilhas para promoverem os mais variados tipos de corrosão, conforme visto nos resultados de resistência ao ruído, este foi o caso com

a menor resistência, ou seja, maior probabilidade de corrosão. Outro dado importante são as relações dos transientes para essa liga nesse meio.

Conforme observado na **Figura 49**, os transientes apresentam maior amplitude, o que está relacionado com a maior taxa de corrosão. Para o tempo de 33 h, a liga volta a características apresentadas em 00 e 09 h, com 48 h, dois patamares são observados, $d_8 - d_7$ e $d_6 - d_4$. O primeiro indicando corrosão localizada e o segundo pites. Para os tempos de 57 h o cristal d_8 volta a conter a maior parte de energia e para o tempo de 72 h um ganho de energia nos cristais d_5 e d_4 aumentando a probabilidade de corrosão mista.

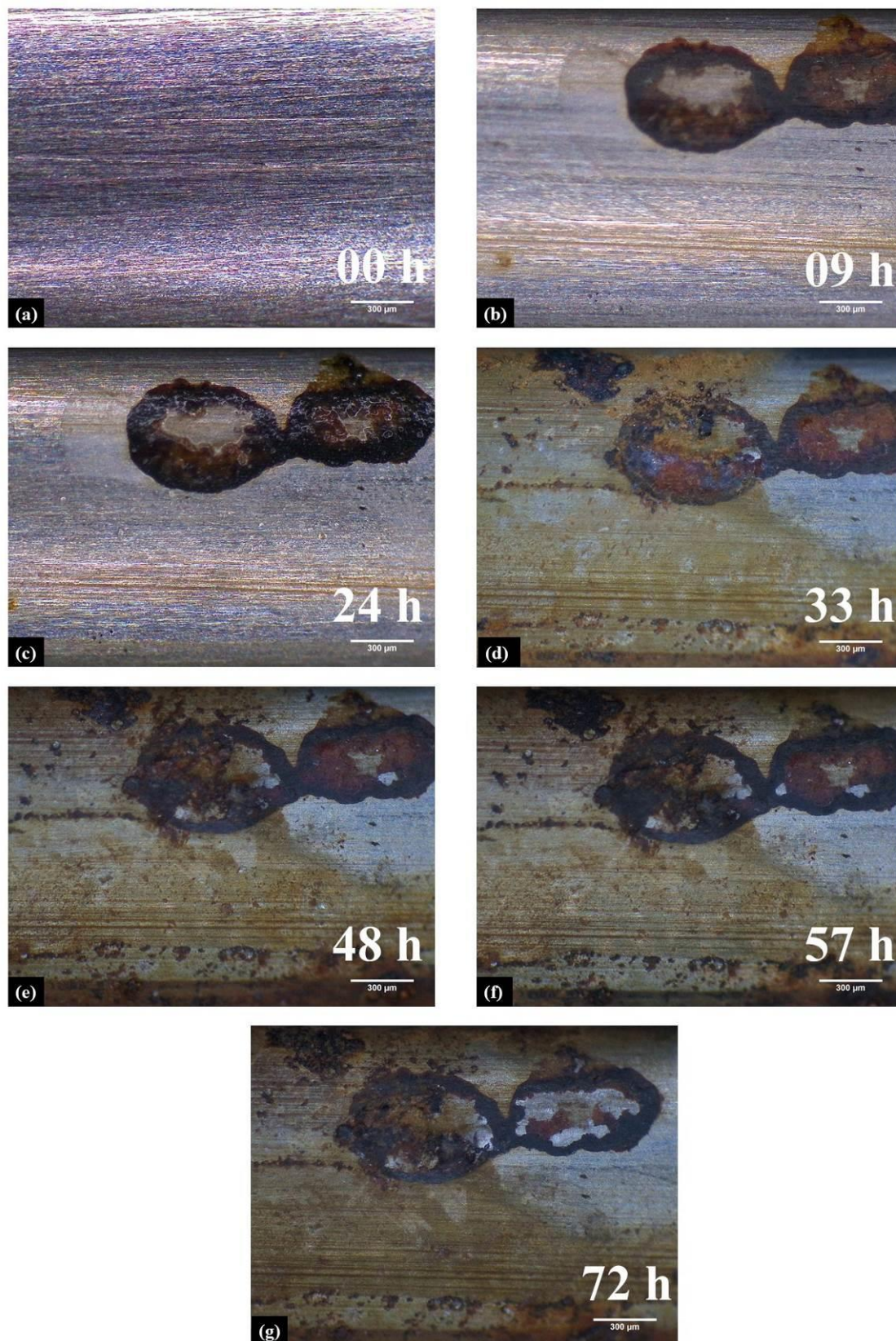
A **Figura 65** ilustra esse comportamento dos cristais mais energéticos na evolução da corrosão na superfície do eletrodo contendo o cordão de solda. Existe no início a tendência a formação de corrosão localizada, indicada por duas áreas circulares degradadas no canto superior esquerdo, com o passar do tempo toda superfície do eletrodo na imagem vai sendo coberta por produtos de corrosão indicando a corrosão generalizada, ou mista visto que além da degradação aumentar nas áreas circulares, é possível observar principalmente na região inferior do eletrodo o aparecimento de pequenos pontos marrons ao longo do tempo, podendo ser estes pontos de pites, justificando a alta energia em d_8 e a tendência do sinal em apontar para corrosão localizada e corrosão mista, além da presença e crescimento de pites.

Figura 64 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de NaCl para a liga AA013-T4. **a)** 00 h; **b)** 09 h; **c)** 24 h; **d)** 33h; **e)** 48 h; **f)** 57h e **g)** 72 h.



Fonte: Próprio Autor (2022)

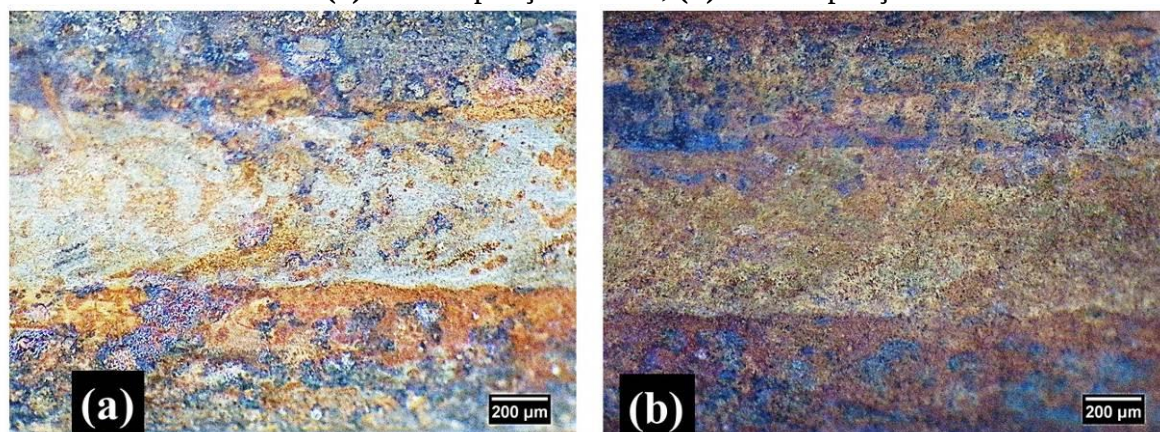
Figura 65 – Acompanhamento da corrosão nos eletrodos em meio de NaCl para a solda. **a)** 00 h; **b)** 09 h; **c)** 24 h; **d)** 33h; **e)** 48 h; **f)** 57h e **g)** 72 h.



Fonte: Próprio Autor (2022)

Por fim, após a discussão dos resultados um ponto chama atenção nos experimentos. Como já discutidos na parte de metalografia e dureza, na ZF ocorre a mistura do aço e do alumínio que pode formar uma liga Fe-Al, intermetálicos que foram reconhecidos pelos difratogramas utilizando a técnica de DRX e alumínio puro. Esse último foi apontado como responsável pela diminuição da dureza do material na solda. Foi visto também que a soldagem propicia uma microestrutura multifásica na ZTA, e que há pelo menos três regiões distintas entre a região que recebe o feixe, ZF, e o metal base. Durante o acompanhamento da corrosão nos eletrodos chamou atenção a região do cordão de solda, mostrado na **Figura 66**.

Figura 66 – Corrosão sobre o cordão de solda durante acompanhamento da corrosão para o meio de NaCl **(a)** 33 h ampliação de 25x; **(b)** 72 h ampliação de 25x.



Fonte: Próprio Autor (2022)

Observa-se na **Figura 66** que apesar de toda região apresentar produtos de corrosão, o cordão de solda fica bem marcado e aparentemente com a superfície menos deteriorada quando comparada com as regiões laterais. Portanto, de acordo com os resultados obtidos na análise microestrutural e também de corrosão infere-se que o alumínio além de ser o responsável pela diminuição da dureza na ZF por se misturar ao aço e formar uma espécie de nova liga, também confere certa resistência à corrosão à região fundida. O possível par galvânico formado para corrosão do eletrodo se dá não entre os materiais misturados na ZF, mas sim entre a própria ZF e a ZTA, que de acordo com a imagem acaba sofrendo maior corrosão, ou seja, a ZF na maior parte do tempo atua como cátodo e a ZTA como ânodo. Outro ponto importante é que na ZTA, logo após a ZF tem-se uma região martensítica, conforme já discutido.

De acordo com trabalhos de Fukugauchi (2016) e Angeli, Füreder e Kneissl (2006) fases ricas em carbono são mais inertes. Portanto, de acordo com os resultados obtidos neste trabalho em relação à resistência à corrosão a região de transição seria a que possui menor resistência seguida pelo metal base, região refinada, região martensítica e região fundida, partindo da teoria de que com a presença do alumínio esta região torna-se mais nobre.

Outra observação importante com relação às R_N semelhantes entre o aço DP980 e o cordão de solda é que a soldagem a laser praticamente não influencia na resistência à corrosão, muito pela vantagem de atingir uma área pequena do material.

5 CONCLUSÃO

A partir dos resultados obtidos conclui-se que a junta dissimilar soldada a laser composta por liga de alumínio 6013-T4 e aço DP980 foi avaliada segundo sua morfologia, dureza Vickers, resistência à corrosão e forma de corrosão, resultando no que se segue:

- Utilizando os parâmetros: potência de 900 W; velocidade de 25 mm/s e distância focal de 2,4 mm abaixo da superfície de incidência para chapas sobrepostas com 1,2 mm de espessura obteve-se boa penetração (passando pela chapa de aço DP e penetrando 560 μm na chapa de Al) e ausência de defeitos como trincas, contração da zona fundida e poros;
- A análise microestrutural mostrou que após a soldagem consegue-se identificar cinco regiões com estruturas diferentes: metal base (aço DP980), zona de transição onde se verifica crescimento de grãos e menor dureza vickers – 274 HV0,2; zona refinada que pode apresentar uma constituição multifásica, zona martensítica que registra a maior dureza devido à formação martensítica – 426 HV0,2; e a zona fundida onde se encontram misturados o aço e a liga de alumínio, mostrado pela técnica de espectroscopia por energia dispersiva e a presença de intermetálicos AlFe , AlFe_3 e $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ identificados pelo refinamento dos difratogramas obtidos com a técnica de difratometria de raios x;
- Na avaliação da resistência à corrosão a utilização da função *wavelets* se mostrou uma ferramenta poderosa tanto na remoção da tendência do sinal como para análise de energia. A liga de alumínio 6013-T4 se mostrou a mais resistente à corrosão para ambos os meios analisados, Na_2SO_4 0,1 M e NaCl 3,5%. A resistência à corrosão da região soldada não mostrou diferenças estatísticas em relação ao aço DP980, mostrando que a soldagem a laser pouco interfere nessa propriedade. Os diagramas de energia em conjunto com a análise microscópica mostraram a passivação da liga de alumínio e a presença de corrosão localizada e generalizada em todos os materiais em ambos os meios. A análise microscópica também revelou que existe uma preferência de corrosão ao redor do cordão de solda pela provável interferência do alumínio presente na região fundida enobrecendo a mesma.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A seguir são apresentadas sugestões para trabalhos a partir do elaborado nesse estudo.

- Análise microestutural utilizando outras técnicas como Microscopia Eletrônica de Varredura, Microscopia Óptica com outros reagentes químicos e Microscopia de Força Atômica para completa caracterização da junta soldada, inclusive da liga de alumínio AA6013-T4;
- Avaliação quantitativa dos intermetálicos presentes na região de solda;
- Avaliação das propriedades mecânicas baseadas em ensaios mecânicos como tração, cisalhamento e flexão;
- Análise por elementos finitos da região soldada;
- Avaliação da resistência à corrosão por outras técnicas como Impedância Eletroquímica, Polarização e perda de massa.

REFERÊNCIAS

- ABDALA, M. R. W. S. *et al.* Thermoelectrical power analysis of precipitation in 6013 aluminum alloy. **Materials Characterization**, Cambridge, v. 59, n. 3, p. 271-277, 2008.
- AIRES, L. M. N. **Análise Experimental do Comportamento à Fadiga em Juntas Soldadas por Fricção Linear de Ligas de Alumínio para a Indústria Aeronáutica**. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Instituto Superior Técnico, Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, 2007.
- AMADEO, K. **OPEC oil embargo**: causes and effects of the 1973 oil crisis. New York: The Balance, [2019]. Disponível em: < <https://www.thebalance.com/opec-oil-embargo-causes-and-effects-of-the-crisis-3305806>>. Acesso em: 07 jan. 2020.
- AMERICAN IRON AND STEEL INSTITUTE. **The value of steel in the automotive industry**. Washington: American Iron and Steel Institute, [2020]. Disponível em: <https://www.steel.org/steel-markets/automotive>. Acesso em: 11 de jan. 2020.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A1088-19**: Standard Specification for Steel, Sheet, Cold-Rolled, Complex Phase (CP), Dual Phase (DP) and Transformation Induced Plasticity (TRIP): ASTM International: West Conshohocken, PA, USA. 2019.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 3-11**: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens: ASTM International: West Conshohocken, PA, USA. 2017.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G15-06**: Standard Terminology Relating to Corrosion and Corrosion Testing: ASTM International: West Conshohocken, PA, USA. 2017.
- ANGELI, J.; FÜREDER, E; KNEISS, A. C. Etching techniques for characterizing the phases of low-alloy dual-phase and TRIP steels. **Prakt. Metallogr**, München, v.43, n.4, p.127-142, 2006.
- ARCELOR MITTAL. **Dual Phase Steels**. Luxemburgo: Arcelor Mittal, [2019]. Disponível em: https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/first_gen_AHSS/DP. Acesso em: 28 dez. 2019.
- AROWOSOLA, A.; GAUSTAD, G. Estimating increasing diversity and dissipative loss of critical metals in the aluminum automotive sector. **Resources, Conservation and Recycling**, Amsterdam, v.150, p.104382, 2019.
- ASHASSI-SORKHABI, H.; SEIFZADEH, D.; HOSSEINI, M. G. EN, EIS and polarization studies to evaluate the inhibition effect of 3H-phenothiazin-3-one, 7-dimethylamin on mild steel corrosion in 1 M HCl solution. **Corrosion Science**, Amsterdam, v. 50, n. 12, p. 3363-3370, 2008.

ASM INTERNATIONAL. **Aluminum and aluminum alloys**. Ohio: ASM International, [2015]. Disponível em: https://www.asminternational.org/documents/10192/23555666/ASM+Subject+Guide_Aluminum.pdf/d8b67b75-1114-4279-b66e-fec86c62a880. Acesso em: 18 de out. 2022.

ATÍLIO, I. *et al.* Comparing the weldability of AA6013-T4 aluminium alloy on DP600 dual-phase steel with laser welding and resistance spot welding. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, Rio de Janeiro, v. 42, n. 1, p. 1-12, 2020.

BELLO, M. **New NIST Research center helps the auto industry 'lighten up'**. Gaithersburg: National Institute of Standards and Technology. [2019]. Disponível em: <https://www.nist.gov/featured-stories/new-nist-research-center-helps-auto-industry-lighten>. Acesso em: 04 jan. 2020.

BERTOCCI, U. *et al.* Drift removal procedures in the analysis of electrochemical noise. **Corrosion**, Richardson, v. 58, n. 4, p. 337-347, 2002.

BILLUR, E.; ALTAN, T. **Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part III**. Ohio: Engineering Research Center. [2014]. Disponível em <https://ercnsm.osu.edu/sites/ercnsm.osu.edu/files/uploads/S_FormingAHSS/664-3.pdf>. Acesso em: 20 de dez. 2019.

BRANAGAN D. **Overview of a new category of 3rd generation AHSS**. Washington: American Iron and Steel Institute, [2013]. Disponível em: <http://www.autosteel.org/~media/Files/Autosteel/Great%20Designs%20in%20Steel/GDIS%202013/A%20New%20Class%20of%20NanoStructured%203rd%20Generation%20Cold%20Formable%20AHSS%20for%20the%20Automotive%20Industry.pdf>. Acesso em: 18 de dez. 2019.

BRUKER. **Products figure**. Atibaia: Bruker, [2022]. Disponível em: <https://www.bruker.com/pt/products-and-solutions/diffractometers-and-scattering-systems/x-ray-diffractometers/d8-advance-family.html>. Acesso em: 22 de dez. 2022.

BRYK, D. S. The Montreal protocol and recent developments to protect the ozone layer. **Harv. Envtl. L. Rev.**, Cambridge, v. 15, p. 275, 1991.

CALLISTER JÚNIOR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering**. 10th. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2020.

ÇAM, G.; KOÇAK, M. Progress in joining of advanced materials. **International materials reviews**, London, v. 43, n. 1, p. 1-44, 1998.

CAO, F. H. *et al.* Electrochemical noise analysis of LY12-T3 in EXCO solution by discrete wavelet transform technique. **Electrochimica Acta**, Amsterdam, v. 51, n. 7, p. 1359-1364, 2006.

CAO, W. *et al.* The 3rd generation automobile sheet steels presenting with ultrahigh strength and high ductility. In: WENG, Y.; DONG, H.; GAN, Y. (ed.). **Advanced steel -**

the recent scenario in steel science and technology. Beijing: Springer-Verlag GmbH, 2011. cap. 22. p. 209-227.

CAO, X. *et al.* Research and progress in laser welding of wrought aluminum alloys. I. Laser welding processes. **Materials and Manufacturing Processes**, London, v. 18, n. 1, p. 1-22, 2003.

CAPRILI, S. *et al.* A new generation of high-ductile Dual-Phase steel reinforcing bars. **Construction and Building Materials**, Amsterdam, v. 179, p. 66-79, 2018.

CARPINTERO-MORENO, E. J. *et al.* Detection of stress corrosion cracking in a dual-phase steel using electrochemical noise and impedance spectroscopy. **Corrosion**, Richardson, v. 69, n. 1, p. 85-94, 2013.

CARSON, F. Magnesium: An automotive perspective. **SAE Technical Papers**, Pennsylvania, 1983.

CASALINO, G. *et al.* HYBRID LASER WELDING: A REVIEW. In: KATALINIC, B. (ed.). **DAAAM international scientific book 2010**. Vienna: DAAAM international Vienna, 2010. cap. 38, p. 413-430.

CASTRO, I. Aços Avançados de alta resistência: uma experiência na usiminas. In: SEMINARIO DE LAMINACAO, PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 47., ABM, 2010, Belo Horizonte. **Palestras [...]**. Belo Horizonte, MG: ABM, 2010.

CHEN, H. *et al.* Correlation of micro-galvanic corrosion behavior with corrosion rate in the initial corrosion process of dual phase steel. **Journal of Materials Research and Technology**, Campo Belo, v. 15, p. 3310-3320, 2021.

CHEN, J. F.; BOGAERTS, W. F. The physical meaning of noise resistance. **Corrosion Science**, Amsterdam, v. 37, n. 11, p. 1839-1842, 1995.

CHENG, W.; LUO, S.; CHEN, Y. Use of EIS, Polarization and electrochemical noise measurements to monitor the copper corrosion in chloride media at different temperatures. **Int. J. Electrochem. Sci**, Amsterdam, v. 14, p. 4254-4263, 2019.

CHIAVERINI, V. **Aço e Ferros Fundidos**. São Paulo: ABM – Associação Brasileira de Metais, 1982.

CHIN, D. T.; FU, T. W. Corrosion by alternating current: a study of the anodic polarization of mild steel in Na₂SO₄ solution. **Corrosion**, Richardson, v. 35, n. 11, p. 514-523, 1979.

COMERLATO, F. A baleia como recurso energético no Brasil. In: SIMPÓSIO INTERNACIONAL DE HISTÓRIA AMBIENTAL E MIGRAÇÕES, 2010, Florianópolis. **Palestras [...]**. Florianópolis, SC: Universidade Federal de Santa Catarina, 2010. p.1119-1138, 2010.

DAL, M.; FABBRO, R. An overview of the state of art in laser welding simulation. **Optics & Laser Technology**, Nottingham, v. 78, p. 2-14, 2016.

DANAEE, I.; NIKPARSA, P. Electrochemical frequency modulation, electrochemical noise, and atomic force microscopy studies on corrosion inhibition behavior of benzothiazolone for steel API X100 in 10% HCl solution. **Journal of Materials Engineering and Performance**, New York, v. 28, n. 8, p. 5088-5103, 2019.

DAVIS, J. R. **Alloying: understanding the basics**. Ohio: ASM international, 2001.

DAWES, C. T. **Laser welding: a practical guide**. Cambridge: Woodhead Publishing, 1992.

DE COOMAN, B. C.; CHIN, K.; KIM, J. High Mn TWIP steels for automotive industry. In: CHIABERGE, M. (ed.). **New Trends and developments in automotive engineering**. Índia: InTech, 2011. cap. 6, p. 101-127.

DIAS, E. X. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço de fases complexas (CP) após soldagem a laser**. 2018. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica – Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2018.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**, 2nd. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan, 1981.

DINDA, Soumitra Kumar *et al.* Effect of beam oscillation on porosity and intermetallics of electron beam welded DP600-steel to Al 5754-alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 265, p. 191-200, 2019.

DJUKANOVIC, G. **Aluminium use in automobiles to increase significantly**. Washignton: Aluminium Insider, [2016]. Disponível em: <http://aluminiuminsider.com/aluminium-use-in-automobiles-to-increase-significantly/>. Acesso em: 04 jan. 2020.

DONG, H. *et al.* On the performance improvement of steels through M3 structure control. In: WENG, Y.; DONG, H.; GAN, Y. (ed.) **Advanced steel: the recent scenario in steel science and technology**. Beijing: Springer-Verlag GmbH, 2011. cap. 6, p. 35-57.

EKT INTERACTIVE. **History of Oil**. Houston: EKT Interative, [2020] Disponível em <https://www.ektinteractive.com/history-of-oil/>. Acesso em: 03 jan. 2020.

ELFER ALUMÍNIO. **Características e Aplicações**. Pindamonhangaba: ELFER Alumínio, [2020]. Disponível em <http://www.elfer.com.br/informacoes-tecnicas/caracteristicas-e-aplicacoes>. Acesso em: 04 jan. 2020.

ELFERGANI, H. A., ABDALLA. A. A. Effect of chloride concentration on the corrosion rate in carbon steel. **II Libyan Conference on Chemistry and its Applications**, p.s. 11, maio 2010. Trabalho apresentado no 2nd Libyan Conference on Chemistry and its Applications, 2017, Benghazi, Libya.

EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA. **Matriz energética e elétrica**. Brasília: empresa de matriz energética, [2019]. Disponível em: <http://www.epe.gov.br/pt/abcdenergia/matriz-energetica-e-eletrica>. Acesso em: 03 jan. 2020.

EUROPEAN COMMISSION. **CO₂ emission performance standards for cars and vans**. Brussels: European Commission, [2022]. Disponível em: https://ec.europa.eu/clima/eu-action/transport-emissions/road-transport-reducing-co2-emissions-vehicles/co2-emission-performance-standards-cars-and-vans_en. Acesso em: 26 ago. 2022.

EUROPEAN ENVIRONMENT AGENCY. **CO₂ performance of new passenger cars in Europe**. Copenhagen: European Environment Agency, [2021]. Disponível em: <https://www.eea.europa.eu/ims/co2-performance-of-new-passenger>. Acesso em: 02 ago. 2022.

FACUNDO, A. *et al.* Corrosion mechanism of advanced high strength dual-phase steels by electrochemical noise analysis in chloride solutions. **Materials Today Communications**, Amsterdam, v. 35, p. 105663.

FARLEX PARTNER MEDICAL DICTIONARY. **Medical Dictionary**. Huntingdon Valley: Farlex [2012]. Disponível em: <https://medical-dictionary.thefreedictionary.com/Corrosions>. Acesso em: 05 set. 2022.

FILLETI, A. **Uso do alumínio na indústria automobilística**: desenvolvimento de novos materiais metálicos para indústria automotiva. Campo Belo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, [2018]. Disponível em: <http://www.abmbrasil.com.br/cim/download/AyrtonFiletti.pdf>. Acesso em: 04 nov. 2019.

FONTANA, M. G. **Corrosion Engineering**. 3rd. ed. New York: McGraw-Hill Book Company, 1986.

FORGAS JÚNIOR, A. **Influência da temperatura de recozimento intercrítico no comportamento mecânico de um aço bifásico baixo carbono**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Materiais e Processos) – Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2009.

FREITAS, F. H. C. **Estudo da Influência dos parâmetros de solda a laser em juntas sobrepostas dos aços DP980 e TRIP780 com a utilização de ferramentas estatísticas**. 2022. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica – Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2022.

FUKUGAUCHI, C. **Estudo dos principais parâmetros da caracterização microestrutural de aços de alta resistência utilizando o método de Taguchi**. 2016. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica – Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

FUKUGAUCHI, C. **Metodologia para caracterização metalográfica de um aço TRIP por microscopia óptica**. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

FURTADO, A. E. **Influência do processamento térmico sobre as propriedades mecânicas e microestruturais de um aço XC48 aplicado a componentes automotivos visando atendimento ao projeto ULSAB**. 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia

Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2006.

GAN, Y. Advanced steel and our society: better steel, better world (opening address and the introduction of the specific proceedings). *In*: WENG, Y.; DONG, H.; GAN, Y (ed.). **Advanced steels: the recent scenario in steel science and technology**. Beijing: Springer-Verlag GmbH, 2011. cap.1, p. 3-7.

GENTIL, V. **Corrosão**. 6th. Ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora SA, 2007.

GÓMEZ, A. E. *et al.* Electrochemical characterization of advanced high strength steel DP 780 MPa. *In*: Metals & Materials Society The Minerals (ed.). **TMS 2020 149th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings**. New York: Springer, 2020. p. 571-580.

GONÇALVES, R. S.; MELLO, L. D. Electrochemical investigation of ascorbic acid adsorption on low-carbon steel in 0.50 M Na₂SO₄ solutions. **Corrosion science**, Amsterdam, v. 43, n. 3, p. 457-470, 2001.

GORNI, A. A. Novos aços ferríticos garantem alta resistência e conformabilidade a chapas finas laminadas a frio. *In*: CONGRESSO DE CORTE E CONFORMAÇÃO DE METAIS, 5., 2009, São Paulo. **Anais...** São Paulo: Aranda Eventos, 2009. Disponível em: <http://www.gorni.eng.br/publ.html#dp>. Acesso em: 17 out. 2013.

GRAEFE, L. **Oil Shock of 1978–79**. Washignton, D.C.: Federal Reserve History, [2013]. Disponível em: https://www.federalreservehistory.org/essays/oil_shock_of_1978_79. Acesso em: 07 jan. 2019.

GRAJCAR, A. *et al.* Microstructure characterization of laser-welded Nb-microalloyed silicon-aluminum TRIP steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, New York, v. 23, n. 9, p. 3400-3406, 2014.

GRITTI, J. A., CANGUE, F. J. R., GODEFROID, L. B. Fatigue crack growth in two dual-phase steels used in automotive wheels discs. **International Fatigue Conference**, 07 jun. 2002. Trabalho apresentado na International Fatigue Conference, 2002, Stockholm, Sweden.

HAN, H. N. *et al.* Design method for TRIP-aided steel based on a microstructure-based modelling for transformation-induced plasticity and mechanically induced martensitic transformation. **Materials Science and Engineering A**, Wilmington, n.499, p.462-468, 2009.

HAYE, E. **Industrial solutions for inductive heating of steels**. 2013. Dissertation (Master of Science in Engineering Technology Materials Technology) - Luleå University of Technology, Luleå, Suécia, 2013.

HE, H. *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser-welded DP steels used in the automotive industry. **Materials**, Basel, v. 14, n. 2, p. 456, 2021.

HOMBORG, A. M. *et al.* Time–frequency methods for trend removal in electrochemical noise data. **Electrochimica Acta**, Amsterdam, v. 70, p. 199-209, 2012.

HOU, B. *et al.* The cost of corrosion in China. **npj Materials Degradation**, London, v. 1, n. 1, p. 1-10, 2017.

HUETTER, J. **Car whitepaper predicts future of bory materials**: everything but mild steel. Rutherfordton: Repairer Driven News, [2017]. Disponível em: <https://www.repairerdrivennews.com/2017/06/21/car-whitepaper-predicts-future-of-body-materials-everything-but-mild-steel/>. Acesso em: 06 de jan. 2020.

IKPESENI, S. C. Review of the applications, properties and processing parameters of Dual Phase steels. 2021. **Journal of Science and Technology Research**, Benin City, v. 3, n. 2, p. 125-139, 2021.

INDHU, R. *et al.* Microstructure development in pulsed laser welding of dual phase steel to aluminium alloy. **Procedia Manufacturing**, Amsterdam, v. 26, p. 495-502, 2018.

INDUSTRYSEARCH. **Spectrometer Axios**. Surry Hills: IndustrySearch, [2022]. Disponível em: <https://www.industrysearch.com.au/xrf-spectrometer-axios-max-metals/p/108122>. Acesso em: 22 de dez. 2022.

INTERNATIONAL ALUMINIUM. **Primary aluminium production**. London: International Aluminium, [2020]. Disponível em: <http://www.world-aluminium.org/statistics/>. Acesso em: 11 de jan. 2020.

INTERNATIONAL ENERGY AGENCY. **Global energy review 2021**. Paris: IEA, [2021]. Disponível em: <https://www.iea.org/reports/global-energy-review-2021/co2-emissions>. Acesso em: 26 ago. 2022.

KAYALI, Y.; ANATURK, B. Investigation of electrochemical corrosion behavior in a 3.5 wt.% NaCl solution of boronized dual-phase steel. **Materials & Design**, Birmingham, v. 46, p. 776-783, 2013.

KIM, S. J. *et al.* Development of a Dual Phase steel using orthogonal design method. **Materials & Design**, Birmingham, v. 30, p. 1251-1257, 2009.

KIMURA, M. *et al.* Effect of friction welding condition on joining phenomena, tensile strength, and bend ductility of friction welded joint between pure aluminium and AISI 304 stainless steel. **Journal of Manufacturing Processes**, Amsterdam, n 25, p. 116-125, 2017.

KISHIDA, K. High strength steel sheets for light weight vehicle. **Shin Nittetsu Giho**, Tokyo, n.81, p. 12-16, 2000.

KLAPPER, H. S.; GOELLNER, J.; HEYN, A. Utilización de la técnica de ruido electroquímico para la investigación y monitoreo de la corrosión. **Ingeniería y Desarrollo**, Barraquilla, n. 21, p. 56-72, 2007.

KOU, S. Solidification and liquation cracking issues in welding. **Jom**, Pittsburgh, v. 55, n. 6, p. 37-42, 2003.

KUMAR, A.; SINGH, S. B.; RAY, K. K. Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels. **Materials Science and Engineering: A**, Wilmington, v. 474, n. 1-2, p. 270-282, 2008.

LEONG, K. H. *et al.* Laser welding of aluminum alloys. **Lasers as Tools for Manufacturing II**, San Jose, v. 2993, p. 37-44, 1997.

LI, J. *et al.* Effect of microstructure on the corrosion resistance of 2205 duplex stainless steel. Part 2: Electrochemical noise analysis of corrosion behaviors of different microstructures based on wavelet transform. **Construction and Building Materials**, Edinburgh, v. 189, p. 1294-1302, 2018.

LI, X. *et al.* Modeling of temperature field and pool formation during linear laser welding of DP1000 steel. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 214, n. 9, p. 1844-1851, 2014.

LIU, L.; LI, Y.; WANG, F. Pitting mechanism on an austenite stainless steel nanocrystalline coating investigated by electrochemical noise and in-situ AFM analysis. **Electrochimica Acta**, Amsterdam, v. 54, n. 2, p. 768-780, 2008.

LUEDEMANN, M. S. **Transformações na indústria automobilística mundial: o caso do complexo automotivo no Brasil-1990-2002**. 2003. Tese (Doutorado em Geografia Humana) – Faculdade de Filosofia, Letras e Ciências Humanas, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

LYNES, W. Some historical developments relating to corrosion. **Journal of the Electrochemical Society**, New Jersey, v. 98, n. 1, p. 3C, 1951.

MA, C. *et al.* Measuring atmospheric corrosion with electrochemical noise: A review of contemporary methods. **Measurement**, Amsterdam, v. 138, p. 54-79, 2019.

MADRID, M. *et al.* Effects of testing method on stretch-flangeability of dual-phase 980/1180 steel grades. **Jom**, Pittsburgh, v. 70, n. 6, p. 918-923, 2018.

MARQUES, G. T. S.; Rodrigues, J. C. **Metodologia e prática de ciências da natureza**. 2 ed. Fortaleza: EdUECE, 2019.

MARRA, K. M. Aços Dual Phase da Usiminas: características e potencial de aplicação em veículos automotores. In: WORKSHOP SOBRE INOVAÇÕES PARA O DESENVOLVIMENTO DE AÇOS DE ELEVADO VALOR AGREGADO – FOCO INDÚSTRIA AUTOMOTIVA, 2., 2008, Belo Horizonte. **Palestras [...]**. Belo Horizonte, MG: ABM, 2008.

MARTINS, M. S. **Caracterização em impacto e fadiga do aço estrutural de fases complexas, utilizado na indústria automotiva**. 2011. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

MARTINSEN, K.; HU, S. J.; CARLSON, B. E. Joining of dissimilar materials. **CIRP Annals**, Paris, v. 64, n. 2, p. 679-699, 2015.

MATLOCK, D. K. *et al.* Recent development in advanced high strength steels for automotive applications: an overview. **JESTECH**, Karabük, v.15, n.1, p.1-12, 2012.

MATSUNAWA, A. Defects formation mechanisms in laser welding and their suppression methods. **Journal of laser applications**, Orlando, p. 203-209, 1994.

MECO, S. *et al.* Laser welding of steel to aluminium: thermal modelling and joint strength analysis. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 247, p. 121-133, 2017.

MEISTER, R. P.; MARTIN, D. C. **Welding of aluminum and aluminum alloys**. Fort Belvoir: Defense Metals Information Center, [1967]. Disponível em: <https://apps.dtic.mil/sti/citations/AD0815691>. Acesso em: 05 set. 2022.

MONTOYA-RANGEL, M. *et al.* Electrochemical noise measurements of advanced high-strength steels in different solutions. **Metals**, Basel, v. 10, n. 9, p. 1232, 2020.

MOULD, P. R. An overview of continuous-annealing technology for steel sheet products. **JOM**, Berlin, v. 34, n. 5, p. 18-28, 1982.

NACE INTERNATIONAL. **Corrosion costs and preventive strategies in the United States**. Houston: AMPP, [2003]. Disponível em: <https://www.nace.org/Publications/Cost-of-Corrosion-Study/>. Acesso em: 05 set. 2022.

NATISHAN, P. M.; O'GRADY, W. E. Chloride ion interactions with oxide-covered aluminum leading to pitting corrosion: a review. **Journal of the electrochemical society**, New Jersey, v. 161, n. 9, p. C421, 2014.

NETO, P. L. O. C. **Estatística**. São Paulo: Editora Blucher, 2002.

NOURI, A.; HASSANNEJAD, H.; FARROKHI-RAD, M. Relationship between microstructure and corrosion behavior in dual-phase steels with various Si content. **Steel research international**, Weinheim, v. 90, n. 11, p. 1900331, 2019.

NOVELIS. **Alumínio automotivo**. Pindamonhangaba: Novelis, [2019]. Disponível em: <http://novelis.com/pt-br/markets/aluminio-automotivo/>. Acesso em: 04 nov. 2019.

OBOT, I. B. *et al.* Electrochemical noise (EN) technique: review of recent practical applications to corrosion electrochemistry research. **Journal of Adhesion Science and Technology**, London, v. 33, n. 13, p. 1453-1496, 2019.

ORDOÑEZ, J. H. *et al.* Overloading effect on the fatigue strength in resistance spot welding joints of a DP980 steel. **International Journal of Fatigue**, Oxford, v. 121, p. 163-171, 2019.

ORGANIZATION OF THE PETROLEUM EXPORTING COUNTRIES. Brief History. Viena: OPEC, [2019]. Disponível em: https://www.opec.org/opec_web/en/about_us/24.htm. Acesso em: 07 jan. 2020.

PADMANABHAN, R.; OLIVEIRA, M. C.; MENEZES, L. F. Deep drawing of aluminium–steel tailor-welded blanks. **Materials & Design**, Birmingham, n 29, pag 154-160, 2008.

PALOMINO, J. M. *et al.* Expansão da cana-de-açúcar e o impacto sobre a arrecadação fiscal dos municípios paulistas. In: CONGRESSO DA SOCIEDADE BRASILEIRA DE ECONOMIA, ADMINISTRAÇÃO E SOCIOLOGIA RURAL, 46., 2008, Rio Branco. **Anais [...]**. Rio Branco: Sober, 2008. Disponível em: <http://www.sober.org.br/palestra/9/445.pdf>. Acesso em: 15 jun. 2012.

PATIL, A.; PATEL, A.; PUROHIT, R. An overview of polymeric materials for automotive applications. **Materials Today: Proceedings**, London, v. 4, n. 2, p. 3807-3815, 2017.

PENG, S. *et al.* Electrochemical noise analysis of cavitation erosion corrosion resistance of NbC nanocrystalline coating in a 3.5 wt% NaCl solution. **Surface and Coatings Technology**, Amsterdam, v. 415, p. 127133, 2021.

PÉREZ-QUIROZ, J. T. *et al.* Electrochemical behavior of the welded joint between carbon steel and stainless steel by means of electrochemical noise. **International Journal of Electrochemical Science**, Belgrade, p. 6734-6750, 2014.

PRABAKARAN, M. P.; KANNAN, G. R. Optimization of laser welding process parameters in dissimilar joint of stainless steel AISI316/AISI1018 low carbon steel to attain the maximum level of mechanical properties through PWHT. **Optics & Laser Technology**, Nottingham, v. 112, p. 314-322, 2019.

RADWAŃSKI, K.; WROŻYNA, A.; KUZIĄK, R. Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels. **Materials Science and Engineering A**, Wilmington, n.639, p.567-574, 2015.

RAHMAN, ABM Mujibur; KUMAR, S.; GERSON, A. R. Galvanic corrosion of laser weldments of AA6061 aluminium alloy. **Corrosion Science**, Amsterdam, v. 49, n. 12, p. 4339-4351, 2007.

RAPID TRANSITION ALLIANCE. **From oil crisis to energy revolution** – how nations once before planned to kick the oil habit. Falmer: The Institute of Development Studies, [2019]. Disponível em: <https://www.rapidtransition.org/stories/from-oil-crisis-to-energy-revolution-how-nations-once-before-planned-to-kick-the-oil-habit/>. Acesso em: 07 jan. 2020.

REDDY, K. S.; GOVINDARAJ, Y.; NEELAKANTAN, L. Influence of microstructure on the hydrogen diffusion behavior in dual-phase steels: an electrochemical permeation study. **Journal of Materials Science**, Amsterdam, v. 57, n. 41, p. 19592-19611, 2022.

REIS, L. F.; MARTINS, C. R.; COSTA, I. Avaliação da resistência à corrosão localizada da liga de alumínio AA7050 - T851 em diferentes meios. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA QUÍMICA EM INICIAÇÃO CIENTÍFICA, 12., 2017, São Paulo. **Anais [...]**. São Paulo: Blucher, 2017. Disponível em: <https://www.proceedings.blucher.com.br/article-details/avaliao-da-resistncia-corroso->

localizada-da-liga-de-alumínio-aa7050-t851-em-diferentes-meios-26430. Acesso em: 28 out. 2022.

REISMAN, L.; BEREZOWSKY, T. **Car wars episode V: the nanosteel alloys strike back**. Chicago: MetalMiner, [2014]. Disponível em: <https://agmetalmminer.com/2014/04/21/car-wars-episode-v-nanosteel-alloys-in-the-spotlight/>. Acesso em: 17 dez. 2019.

RIOS, E. C. *et al.* Analysis of AISI 1020 steel corrosion in seawater by coupling electrochemical noise and optical microscopy. **Electrochimica Acta**, Amsterdam, v. 124, p. 211-217, 2014.

RITCHIE, H.; ROSER, M.; ROSADO, P. **Fossil fuels**. Oxford: Our World in Data, [2019]. Disponível em: <https://ourworldindata.org/fossil-fuels#citation>. Acesso em: 03 jan. 2020.

ROBERTS, B. W.; THORNTON, C. P.; PIGOTT, V. C. Development of metallurgy in Eurasia. **Antiquity**, Durham, v. 83, n. 322, p. 1012-1022, 2009.

RUNGE, J. M. **The metallurgy of anodizing aluminum**. Heidelberg: Springer, 2017.

SARKAR, P. P. *et al.* Microstructural influence on the electrochemical corrosion behaviour of dual-phase steels in 3.5% NaCl solution. **Materials Letters**, Amsterdam, v. 59, n. 19-20, p. 2488-2491, 2005.

SARMENTO, Alisson *et al.* Body structure contribution for automotive energy efficiency improvement-INOVAR Auto Program. **SAE Technical Papers**, Pennsylvania, n. 36, p. 0142, 2013.

SARWAR, M.; PRIESTNER, R. Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel. **Journal of Materials Science**, Amsterdam, v. 31, n. 8, p. 2091-2095, 1996.

SASAKI, K.; ISAACS, H. S. Origins of electrochemical noise during pitting corrosion of aluminum. **Journal of The Electrochemical Society**, New Jersey, v. 151, n. 3, p. B124, 2004.

SCHNEIDER, M.; POHL, H. Crevice corrosion investigation on AA 6013: application of electrochemical noise analysis. **British Corrosion Journal**, London, v. 37, n. 4, p. 298-304, 2002.

SCOPUS. **Base de dados bibliográfica**. Amsterdam: Scopus – Elsevier, [2020]. Disponível em: <scopus.com>. Acesso em: 10 jan. 2020.

SEFFER, O.; PFEIFER, R.; SPRINGER, A.; KAIERLE, S. Investigations on laser beam welding of different dissimilar joints of steel and aluminum alloys for automotive lightweight construction. **Physics Procedia**, Amsterdam, n 83, p. 383-395, 2016.

SHACKELFORD, J. F. **Materials science for engineers**. New Jersey: Prentice Hall, 2000.

SHAKERI, H. R. *et al.* Study of damage initiation and fracture in aluminum tailor welded blanks made via different welding techniques. **Journal of Light Metals**, Amsterdam, n. 2, p. 95-110, 2002.

SHEASBY, P. G.; PINNER, R.; WERNICK, S. **The surface treatment and finishing of aluminium and its alloys**. Materials Park: ASM international, 2001.

SIERRA, G. *et al.* Steel to aluminium key-hole laser welding. **Materials Science and Engineering: A**, Wilmington, v. 447, n. 1-2, p. 197-208, 2007.

SILVA, E. A. **Estudo da correlação entre os modelos de encruamento e as características cristalográficas em aços avançados de alta resistência submetidos ao efeito *springback***. 2016. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica – Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

SINGH, M. K. Application of steel in automotive industry. **International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering**, Daman, v. 6, n. 7, p. 246-253, 2016.

SIQUEIRA, R. H. M. **Caracterização mecânica e microestrutural de juntas de alumínio 6013 T4 soldados a laser**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá 2012.

SMULKO, J. Methods of electrochemical noise analysis for investigation of corrosion processes. **Fluctuation and Noise Letters**, New Jersey, v. 6, n. 02, p. R1-R9, 2006.

SOCCOL, C. R. *et al.* Brazilian biofuel program: An overview. **Journal of Scientific & Industrial Research**, New Delhi, v. 64, p. 897-904, 2005.

SOLIMAN, M.; PALKOWSKI, H. Tensile properties and bake hardening response of dual phase steels with varied martensite volume fraction. **Materials Science and Engineering: A**, Wilmington, v. 777, p. 139044, 2020.

SPEER, J. G. Bessemer lecture: progress in steel product research to advance the industry and society. **Ironmaking & Steelmaking**, London, v. 45, n. 10, p. 858-866, 2018.

STAVRIDIS, J.; PAPACHARALAMPOPOULOS, A.; STAVROPOULOS, P. Quality assessment in laser welding: a critical review. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, London, v. 94, n. 5, p. 1825-1847, 2018.

SUN, S., PUNGH, M.; Properties of thermomechanically processed dual-phase steels containing fibrous martensite. **Materials Science and Engineering: A**, Wilmington, p. 298-308, 2002.

SUN, Z.; ION, J. C. Laser welding of dissimilar metal combinations. **Journal of Materials Science**, Amsterdam, v. 30, n. 17, p. 4205-4214, 1995.

SURESH, G.; MUDALI, U. K. Electrochemical noise analysis of pitting corrosion of type 304L stainless steel. **Corrosion**, Richardson, v. 70, n. 3, p. 283-293, 2014.

SVENUNGSSON, J.; CHOQUET, I.; KAPLAN, A. FH. Laser welding process—a review of keyhole welding modelling. **Physics procedia**, Amsterdam, v. 78, p. 182-191, 2015.

TĄŃSKI, T.; SNOPIŃSKI, P. Effect of the processing conditions on the microstructural features and mechanical behavior of aluminum alloys. *In*: SUBBARAYAN, S. (ed.). **Aluminium Alloys: Recent Trends in Processing, Characterization, Mechanical Behavior Applications**. Rijeka: InTech, 2017. v. 1, cap. 8, p. 137 - 156.

TAYLOR, M. D. *et al.* Correlations between nanoindentation hardness and macroscopic mechanical properties in DP980 steels. **Materials Science and Engineering: A**, Wilmington, v. 597, p. 431-439, 2014.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. **International alloy designations and chemical composition limits for wrought aluminum and wrought aluminum alloys**. 2nd. ed. Arlington: The Aluminum Association, 2015.

THORPE, M. D.; ADAM, H. ULSAB-AVC-overview and design. **SAE Technical Papers**, Pennsylvania, n. 1, p. 036, 2002.

TIAN, L. I. *et al.* First-principles and experimental investigations on ductility/brittleness of intermetallic compounds and joint properties in steel/aluminum laser welding. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, Hong Kong, v. 31, n. 10, p. 2962-2977, 2021.

TISZA, M.; CZINEGE, I. Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts. **International Journal of Lightweight Materials and Manufacture**, Beijing, v. 1, n. 4, p. 229-238, 2018.

TRIGGER, B. G. **História do Pensamento Arqueológico**. 2nd. ed. São Paulo: Odysseus, 1992.

U.S. ENERGY INFORMATION ADMINISTRATION. **Energy sources have changed throughout the history of the United States**. Washington, D.C.: EIA, [2013]. Disponível em: <https://www.eia.gov/todayinenergy/detail.php?id=11951>. Acesso em: 03 jan. 2020.

UNESP. **Equipamentos e laboratórios**. Sorocaba: Unesp, [2022] Disponível em: <https://www.sorocaba.unesp.br/#!/pesquisa/multiusuario/equipamentos/>. Acesso em: 22 de dez. 2022.

USIMINAS. **Laminados a frio**. Catálogo. Belo Horizonte: Usiminas, [2020]. Disponível em: <https://www.usiminas.com/wp-content/uploads/2019/11/LAMINADOSFRIO-PORT.pdf>. Acesso em: 08 nov. 2022.

VARGEL, C. **Corrosion of aluminium**. 2nd. ed. Amsterdam: Elsevier, 2020.

WALSH, C. A. **Laser welding**—literature review. Cambridge: University of Cambridge, [2002]. Disponível em: https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2011/laser_Walsh_review.pdf. Acesso em: 03 jan. 2022.

WALSH, C. A. Laser welding—literature review. **Materials Science and Metallurgy Department**, University of Cambridge, England, v. 1, 2002.

WANG, P. *et al.* Laser welding dissimilar materials of aluminum to steel: an overview. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, London, v. 87, p. 3081-3090, 2016.

WANG, T.; ZHANG, Y.; LI, X.; ZHANG, B.; FENG, J. Influence of beam current on microstructures and mechanical properties of electron beam welding-brazed aluminum-steel joints with an Al5Si filler wire. **Vacuum**, Cheshire n 141, p. 281-287, 2017.

WANG, X. *et al.* Mechanical constraint intensity effects on solidification cracking during laser welding of aluminum alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 218, p. 62-70, 2015.

WEI, Y. H. *et al.* Three-dimensional numerical simulation of weld solidification cracking. **Modelling and simulation in materials science and engineering**, Bristol, v. 13, n. 3, p. 437, 2005.

WORLDAUTOSTEEL ASSOCIATION. **AHSS figure**. Brussels: WorldSteel Association, [2012]. Disponível em: <http://www.worldautosteel.org/wp-content/uploads/2012/03/AHSS-Fig1-2.jpg>. Acesso em: 07 jan. 2022.

WORLDAUTOSTEEL ASSOCIATION. **Dual Phase (DP) Steels**. Brussels: WorldSteel Association, [2022]. Disponível em: <https://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/dual-phase-dp-steels/>. Acesso em: 03 de abr. 2020.

WORLDAUTOSTEEL ASSOCIATION. **ULSAC project**. Brussels: WorldSteel Association, [2022] Disponível em: <https://www.worldautosteel.org/projects/ulsac-2/>. Acesso em: 09 de jan. 2020.

WORLDSTEEL ASSOCIATION. **World steel in figures 2022**. Brussels: WorldSteel Association, [2022]. Disponível em: www.worldsteel.org. Acesso em: 12 de ago. 2022.

XIA, D.H.; SONG, S.Z.; BEHNAMIAN, Y. Detection of corrosion degradation using electrochemical noise (EN): review of signal processing methods for identifying corrosion forms. **Corrosion Engineering, Science and Technology**, Leeds, v. 51, n. 7, p. 527-544, 2016.

XIA, D.; BEHNAMIAN, Y. Electrochemical noise: a review of experimental setup, instrumentation and DC removal. **Russian Journal of Electrochemistry**, Moscow, v. 51, n. 7, p. 593-601, 2015.

XIA, M. *et al.* A comparative study of formability of diode laser welds in DP980 and HSLA steels. **Journal of Engineering Materials and Technology**, New York, v. 129, n. 3, p. 446-452, 2007.

YE, Z. *et al.* Microstructure and mechanical properties of 5052 aluminum alloy/mild steel butt joint achieved by MIG-TIG double-sided arc welding-brazing. **Materials & Design**, Birmingham, 2017.

YIN, Y.; STECKE, K. E.; LI, D. The evolution of production systems from Industry 2.0 through Industry 4.0. **International Journal of Production Research**, London, v. 56, n. 1-2, p. 848-861, 2018.

ZADPOOR, A. A.; SINKE, J.; BENEDICTUS, R. Mechanics of tailor welded blanks: an overview. **Key Engineering Materials**, Bäch, v. 344, p. 373-382, 2007.

ZHANG, T. *et al.* Electrochemical noise analysis of the corrosion of AZ91D magnesium alloy in alkaline chloride solution. **Electrochimica Acta**, Amsterdam, v. 53, n. 2, p. 561-568, 2007.

ZHAO, B. *et al.* Study on the corrosion behavior of reinforcing steel in cement mortar by electrochemical noise measurements. **Electrochimica Acta**, Amsterdam, v. 52, n. 12, p. 3976-3984, 2007.

ZHAO, H.; WHITE, D. R.; DEBROY, T. Current issues and problems in laser welding of automotive aluminium alloys. **International materials reviews**, London, v. 44, n. 6, p. 238-266, 1999.

ZHOU, D. W. *et al.* Effect of adding powder on joint properties of laser penetration welding for dual phase steel and aluminum alloy. **Optics and Laser Technology**, Nottingham, n 94, p.171-179.

ANEXO A - Procedimento para remoção da tendência DC de um ruído de corrente
utilizando a função Wavelets

1. Abrir o MATLAB

2. Inserir separadamente os dados de ruído de corrente e potencial

3. Apps

4. *Wavelet Design & Analysis*

4.1 One Dimensional

4.2 *Wavelet 1-D*

5. *File*

5.1 *Import from workspace*

5.2 *Import Signals*

6. *Wavelet*

6.1 *db*

6.2 *10*

7. *Level*

7.1 *8*

8. *Analyze*

O valor do sinal sem a tendência DC será igual a: Sinal original – A8

Autor: Próprio Autor (2022).

ANEXO B - Procedimento para análise no domínio da frequência e obtenção dos gráficos de energia

1. Abrir o MATLAB

2. Inserir separadamente os dados de ruído de corrente e potencial

3. Apps

4. *Wavelet Design & Analysis*

4.1 Multiple 1-D

4.2 *Multisignal Analysis 1-D*

5. *File*

5.1 *Import from workspace*

5.2 *Import Signals*

6. *Storage*

6.1 *Columnwise*

7. *Wavelet*

7.1 db

7.2 10

8. *Level*

9. 8

10. *Decompose*

Autor: Próprio Autor (2022).