



MINISTÉRIO DA CIÊNCIA, TECNOLOGIA E INOVAÇÕES
INSTITUTO NACIONAL DE PESQUISAS ESPACIAIS

sid.inpe.br/mtc-m21d/2022/05.31.11.31-TDI

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA JUNÇÃO AA1050 E AISI 304 SOLDADAS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO ROTATIVA

Marcelo da Silva Miranda

Dissertação de Mestrado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores, orientada pelos Drs. Rogério de Moraes Oliveira, Sergio Luiz Mineiro, e Eder Paduan Alves, aprovada em 31 de março de 2022.

URL do documento original:

<<http://urlib.net/8JMKD3MGP3W34T/472ATBH>>

INPE
São José dos Campos
2022

PUBLICADO POR:

Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais - INPE
Coordenação de Ensino, Pesquisa e Extensão (COEPE)
Divisão de Biblioteca (DIBIB)
CEP 12.227-010
São José dos Campos - SP - Brasil
Tel.:(012) 3208-6923/7348
E-mail: pubtc@inpe.br

CONSELHO DE EDITORAÇÃO E PRESERVAÇÃO DA PRODUÇÃO INTELLECTUAL DO INPE - CEPPII (PORTARIA Nº 176/2018/SEI-INPE):

Presidente:

Dra. Marley Cavalcante de Lima Moscati - Coordenação-Geral de Ciências da Terra (CGCT)

Membros:

Dra. Ieda Del Arco Sanches - Conselho de Pós-Graduação (CPG)
Dr. Evandro Marconi Rocco - Coordenação-Geral de Engenharia, Tecnologia e Ciência Espaciais (CGCE)
Dr. Rafael Duarte Coelho dos Santos - Coordenação-Geral de Infraestrutura e Pesquisas Aplicadas (CGIP)
Simone Angélica Del Ducca Barbedo - Divisão de Biblioteca (DIBIB)

BIBLIOTECA DIGITAL:

Dr. Gerald Jean Francis Banon
Clayton Martins Pereira - Divisão de Biblioteca (DIBIB)

REVISÃO E NORMALIZAÇÃO DOCUMENTÁRIA:

Simone Angélica Del Ducca Barbedo - Divisão de Biblioteca (DIBIB)
André Luis Dias Fernandes - Divisão de Biblioteca (DIBIB)

EDITORAÇÃO ELETRÔNICA:

Ivone Martins - Divisão de Biblioteca (DIBIB)
André Luis Dias Fernandes - Divisão de Biblioteca (DIBIB)



MINISTÉRIO DA CIÊNCIA, TECNOLOGIA E INOVAÇÕES
INSTITUTO NACIONAL DE PESQUISAS ESPACIAIS

sid.inpe.br/mtc-m21d/2022/05.31.11.31-TDI

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA JUNÇÃO AA1050 E AISI 304 SOLDADAS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO ROTATIVA

Marcelo da Silva Miranda

Dissertação de Mestrado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores, orientada pelos Drs. Rogério de Moraes Oliveira, Sergio Luiz Mineiro, e Eder Paduan Alves, aprovada em 31 de março de 2022.

URL do documento original:

<<http://urlib.net/8JMKD3MGP3W34T/472ATBH>>

INPE
São José dos Campos
2022

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

Miranda, Marcelo da Silva.

M672c Caracterização microestrutural da junção AA1050 e AISI 304 soldadas pelo processo de soldagem por fricção rotativa / Marcelo da Silva Miranda. – São José dos Campos : INPE, 2022.
xxix + 155 p. ; (sid.inpe.br/mtc-m21d/2022/05.31.11.31-TDI)

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores) – Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, São José dos Campos, 2022.

Orientadores : Drs. Rogério de Moraes Oliveira, Sergio Luiz Mineiro, e Eder Paduan Alves.

1. Soldagem. 2. Junções dissimilares. 3. Fricção. 4. Compostos Intermetálicos. 5. Difusão atômica. I. Título.

CDU 621.791



Esta obra foi licenciada sob uma Licença [Creative Commons Atribuição-NãoComercial 3.0 Não Adaptada](https://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0/).

This work is licensed under a [Creative Commons Attribution-NonCommercial 3.0 Unported License](https://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0/).

MINISTÉRIO DA
CIÊNCIA, TECNOLOGIA
E INOVAÇÕES

INSTITUTO NACIONAL DE PESQUISAS ESPACIAIS

DEFESA FINAL DE DISSERTAÇÃO DE MARCELO DA SILVA MIRANDA
BANCA Nº 066/2022, REG. 141178/2018.

No dia 31 de março de 2022, às 14h00, por teleconferência, o(a) aluno(a) mencionado(a) acima defendeu seu trabalho final (apresentação oral seguida de arguição) perante uma Banca Examinadora, cujos membros estão listados abaixo. O(A) aluno(a) foi **APROVADO(A)** pela Banca Examinadora, por unanimidade, em cumprimento ao requisito exigido para obtenção do Título de Mestre em Engenharia e Tecnologias Espaciais / Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores. O trabalho precisa da incorporação das correções sugeridas pela Banca e revisão final pelo(s) orientador(es).

Título: “CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA JUNÇÃO AA1050 E AISI 304 SOLDADAS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO ROTATIVA”.

Membros da Banca:

Dr. Rogério de Moraes Oliveira – **Presidente** e Orientador - (INPE/COPDT)

Dr. Sergio Luiz Mineiro – Orientador (INPE/COPDT)

Dr. Eder Paduan Alves – Orientador (INPE/IAE- DCTA)

Dr. Chen Ying An - Membro Interno (INPE/COPDT)

Dr. João Paulo Barros Machado - Membro Interno (INPE/COPDT)

Dr. Christian Frederico de Ávila Von Dollinger - Membro Externo (DCTA/IAE/AMR)



Documento assinado eletronicamente por **Sergio Luiz Mineiro, Pesquisador Titular**, em 20/04/2022, às 16:11 (horário oficial de Brasília), com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Christian frederico de avila von dollinger (E), Usuário Externo**, em 20/04/2022, às 17:38 (horário oficial de Brasília), com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **João Paulo Barros Machado, Analista em Ciência e Tecnologia**, em 22/04/2022, às 03:02 (horário oficial de Brasília), com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Chen Ying An, Tecnologista**, em 25/04/2022, às 11:47 (horário oficial de Brasília), com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Rogério de Moraes Oliveira, Tecnologista**, em 25/04/2022, às 14:55 (horário oficial de Brasília), com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Eder Paduan Alves (E), Usuário Externo**, em 05/05/2022, às 13:21 (horário oficial de Brasília), com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site <http://sei.mctic.gov.br/verifica.html>, informando o código verificador **9588540** e o código CRC **B255E206**.

Referência: Processo nº 01340.002066/2022-60

SEI nº 9588540

“Seja amoroso, leal e honesto – e só!”

Carlos Marighella

Aos colegas do INPE, funcionários e alunos da Pós-Graduação e a todos os
que se dedicam a ciência.

AGRADECIMENTOS

Os meus mais sinceros agradecimentos aos que estiveram ao meu lado ao longo destes anos difíceis e puderam tornar este trabalho possível.

A minha família: meu pai Miguel, minha mãe Rosa, minha irmã Monica, minha esposa Tamires e meu filho Miguel. É sempre por vocês e para vocês.

Aos meus amigos: Clayton, Michael, Elvis, Elielton, Leandro, André, Paulo e Felipe, Bruno, Nathalia, Antonio, Ítalo, João e Eduardo.

Aos professores Sérgio Luiz Mineiro, Rogério de Moraes Oliveira, Rafael Cardoso Toledo e João Paulo, os meus mais sinceros agradecimentos por todo o suporte ao longo desta caminhada.

A orientação recebida por Eder Paudan Alves, que me guiou, ensinou e direcionou ao longo deste trabalho, sem o qual não seria possível ser realizado.

Aos funcionários do INPE que sempre me deram o suporte necessário quando foi preciso, em especial a Edilena Santos.

Aos funcionários do DCTA, do setor de materiais (AMR), Claudemir, Christian e João Marcos, muito obrigado.

Ao Fabrício e a Thalita, também do INPE, que me auxiliaram em diversas análises, abrindo mão por vezes de estar na sua pesquisa para se dedicarem e emprestarem seus conhecimentos nas análises.

Aos meus colegas do INPE, Bianca, Bráulio e Mateus pela parceria.

Agradeço ao INPE por me dar a possibilidade desta graduação. O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

Pela ciência deste país, atacada constantemente. Seguimos.

RESUMO

As junções metálicas fabricadas a partir da combinação de materiais dissimilares têm aplicações em diversas áreas da engenharia, desde a automotiva até a aeroespacial. Sua utilização facilita a montagem e o desenvolvimento de projetos, impactando em seus custos, além de contribuir na redução da massa de sistemas espaciais. No processo de soldagem por fricção rotativa (RFW), o calor gerado na interface é resultado da transformação da energia mecânica em energia térmica, tendo como consequência a deformação mecânica e a interdifusão atômica entre os materiais envolvidos no processo, produzindo junções dissimilares com qualidade estrutural. Este trabalho tem como objetivo principal a caracterização microestrutural por meio de Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), da interface de ligação de junções dissimilares alumínio AA1050 e o aço inoxidável AISI 304, unidas pelo processo RFW. As análises realizadas mostraram que ocorrem interdifusão entre os principais elementos de liga dos materiais envolvidos no processo, formação de camadas de compostos intermetálicos com diferentes espessuras, presença de elementos de liga em diferentes regiões das superfícies fraturadas, e falhas de ligações por difusão nas superfícies de contato. Os resultados das análises permitiram estabelecer uma correlação entre a resistência mecânica das junções e os parâmetros utilizados no processo, demonstrando que a espessura das camadas de compostos intermetálicos e a presença do elemento Fe nas superfícies estão diretamente relacionadas com a resistência mecânica e qualidade das junções produzidas.

Palavras-chave: Soldagem. Junções dissimilares. Fricção. Compostos Intermetálicos. Difusão atômica.

MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF THE AA1050 AND AISI 304 JOINT WELDED BY THE ROTATIONAL FRICTION WELDING PROCESS

ABSTRACT

Metal joints manufactured from the combination of dissimilar materials have applications in several areas of engineering, from automotive to aerospace. Its use facilitates the assembly and development of projects, contributes to reducing the mass of space systems and project costs. In the rotational friction welding process (RFW), the heat generated at the interface is the result of the transformation of mechanical energy into thermal energy, resulting in mechanical deformation and atomic interdiffusion between the materials involved in the process, producing dissimilar joints with structural quality. The main objective of this work is the microstructural characterization through Optical Microscopy and Scanning Electron Microscopy (SEM), of the connection interface of dissimilar aluminum AA1050 and AISI 304 stainless steel joints, joined by the process of RFW. The analyzes performed showed that there is interdiffusion between the main alloying elements of the materials involved in the process, formation of layers of intermetallic compounds with different thicknesses, presence of alloying elements in different regions of the fractured surfaces, and failures in the diffusion on the surfaces of contact. Results of the analyzes were correlated with mechanical strength of the joints and parameters used in the process, demonstrating that the thickness of the layers of intermetallic compounds and the presence of the Fe on the surfaces are directly related to the mechanical strength and affecting the quality of the joints produced.

Keywords: Welding. Dissimilar Junctions. Friction. Compounds. Intermetallics. Atomic diffusion.

LISTA DE FIGURAS

	<u>Pág.</u>
Figura 3.1 – Processos de união móvel.	6
Figura 3.2 – Processos de união móvel por colagem com adesivos na indústria aeronáutica.....	6
Figura 3.3 - Processos de união permanente.....	7
Figura 3.4 - Sistema para soldagem a arco com eletrodo de carvão de acordo com a patente de Bernados.e Olszewsky.	9
Figura 3.5 - Variação de energia potencial para um sistema composto de dois átomos em função da distância de separação entre eles.	13
Figura 3.6 - Formação teórica de uma solda pela aproximação das superfícies das peças.....	14
Figura 3.7 - Soldagem por fusão (esquemático).	16
Figura 3.8 – Esquemático de soldagem por pressão.	18
Figura 3.9 - Processo de soldagem DFW.	19
Figura 3.10 – Processo de soldagem USW.....	20
Figura 3.11 – Processo de soldagem EXW.....	21
Figura 3.12 – Processo de soldagem CW.....	22
Figura 3.13 – Equipamento de soldagem por fricção rotativa.	24
Figura 3.14 – Influência da velocidade no tempo de aquecimento das peças sob pressão constante.	25
Figura 3.15 – Influência da pressão tempo de aquecimento das peças sob velocidade constante.....	26
Figura 3.16 – Sequência básica de soldagem por fricção rotativa.	30
Figura 3.17 – Interior da Baía de Controle – VLS. Vista do reservatório esférico de hidrazina e junção entre a tubulação de aço inoxidável AISI 304 e a tubulação da liga AA 1050.	31
Figura 3.18 – Junção gerada para um reator nuclear entre liga de alumínio e aço pelo processo de soldagem por fricção.	32
Figura 3.19 – Junção de um rolete entre liga de alumínio e aço inoxidável pelo processo de soldagem por fricção.....	32

Figura 3.20 – Materiais dissimilares soldados pelo processo RFW.	33
Figura 3.21 – Etapas da soldagem por fricção convencional.	35
Figura 3.22 – Características e parâmetros da soldagem por fricção convencional.	36
Figura 3.23 – Equipamento de soldagem por fricção convencional.	37
Figura 3.24 – Etapas da soldagem por fricção inercial.	40
Figura 3.25 – Características e parâmetros da soldagem por fricção inercial. .	41
Figura 3.26 – Equipamento de soldagem por fricção inercial.	41
Figura 3.27 – Linhas de fluxo de escoamento plástico nas duas variantes do processo.	44
Figura 3.28 – Processo de soldagem por fricção linear.	45
Figura 3.29 – Processo de soldagem por fricção orbital.	46
Figura 3.30 – Processo de soldagem por fricção FSW.	47
Figura 3.31 – Processo de soldagem por fricção com pino consumível.	48
Figura 3.32 – Processo de soldagem de fricção por costura com passes simples e múltiplos.	49
Figura 3.33 – Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com as temperaturas de pico.	50
Figura 3.34 – Esquemático de diferentes regiões em ZTA em materiais soldados por fricção.	52
Figura 3.35 - Difusão e fluxo atômico entre materiais dissimilares.	55
Figura 3.36 - Contato entre superfícies de materiais com rugosidade microscópica.	57
Figura 3.37 - Mecanismo intersticial.	58
Figura 3.38 - Mecanismo coletivo.	59
Figura 3.39 - Mecanismo de vacância.	60
Figura 3.40 - Mecanismo de divacância.	61
Figura 3.41 - Mecanismo de intersticialidade.	62
Figura 3.42 - Mecanismo do anel de Zener.	62
Figura 3.43 – Imagem da fratura – Aço.	76
Figura 3.44 – Fotomicrografia da fratura de junta soldada.	77

Figura 3.45 – Microscopia eletrônica de varredura da fratura dúctil do lado do alumínio.....	78
Figura 3.46 – Microscopia eletrônica de varredura da fratura frágil do lado do alumínio (esquerda) e aço inoxidável (direita).....	79
Figura 3.47 – Microscopia eletrônica de varredura com detalhe do composto intermetálico.....	79
Figura 3.48 – Processo de geração do CIM.....	83
Figura 3.49 - Diagrama de fase Fe-Al.....	85
Figura 3.50 – Equipamentos utilizados no processo de preparação de uma amostra.....	90
Figura 4.1 - Representação do processo de soldagem.....	93
Figura 4.2 - Dimensões do corpo de prova soldados de acordo com norma ASTM E 8M.....	94
Figura 4.3 - Evolução da transformação dos pinos até a usinagem do corpo de prova.....	94
Figura 4.4 - Representação das amostras Al.....	96
Figura 4.5 - Microscópio Eletrônico de Varredura por emissão de campo Tescan Mira3 (FEG).....	97
Figura 5.1 – Comparativo do valor médio da espessura da camada de compostos intermetálicos x Tensão de Ruptura.....	101
Figura 5.2 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-1.....	102
Figura 5.3 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-2.....	103
Figura 5.4 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-3.....	104
Figura 5.5 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-4.....	105
Figura 5.6 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-5.....	106
Figura 5.7 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-6.....	107

Figura 5.8 – Análise de <i>Linescan</i> – AI-1.....	109
Figura 5.9 – Análise de <i>linescan</i> – AI-2.....	110
Figura 5.10 – Análise de <i>linescan</i> – AI-3.....	111
Figura 5.11 – Análise de <i>linescan</i> – AI-4.....	112
Figura 5.12 – Análise de <i>linescan</i> – AI-5.....	113
Figura 5.13 – Análise de <i>linescan</i> – AI-6.....	114
Figura 5.14 – Localização dos espectros para análise EDS.	115
Figura 5.15 - Fotomicrografia das amostras fraturadas – Lado Aço.....	138
Figura 5.16 - Fotomicrografia das amostras fraturadas – Lado Alumínio.....	139
Figura 5.17 – Mapeamento elementar da superfície das amostras fraturadas – Lado Aço.	140
Figura 5.18 – Mapeamento elementar da superfície das amostras fraturadas – Lado Alumínio.	141

LISTA DE TABELAS

	<u>Pág.</u>
Tabela 3.1 – Comparação entre as variáveis do processo.	43
Tabela 3.2 – Propriedades físicas do alumínio, aço e cobre.	63
Tabela 3.3 – Classificação das ligas de alumínio e elementos químicos característicos.	64
Tabela 3.4 – Influência dos elementos nas propriedades mecânicas do alumínio.	65
Tabela 3.5 – Composição elementar da liga de alumínio AA1050.	66
Tabela 3.6 – Influência dos elementos nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis (1/2).	69
Tabela 3.7 – Influência dos elementos nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis (2/2).	70
Tabela 3.8 – Composição elementar de alguns aços inoxidáveis.	71
Tabela 3.9 – Reações do diagrama de fases Fe-Al.	86
Tabela 4.1 – Composições químicas dos materiais (%).	91
Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.	92
Tabela 4.3 – Parâmetros de soldagem e valores obtidos no ensaio de tração para amostras Al.	95
Tabela 4.4 – Parâmetros de soldagem e valores obtidos no ensaio de tração para amostras AF.	98
Tabela 5.1 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração e espessura da camada intermetálica formada.	100
Tabela 5.2 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado aço – Extremidade.	116
Tabela 5.3 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado aço – Ponto médio.	119
Tabela 5.4 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado aço – Próximo a interface.	122
Tabela 5.5 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado aço – Interface.	125

Tabela 5.6 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado alumínio – Próximo a interface.	128
Tabela 5.7 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado alumínio – Ponto médio.	131
Tabela 5.8 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado aço – Extremidade.	134

LISTA DE GRÁFICOS

	<u>Pág.</u>
Gráfico 5.1 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Lado aço –Extremidade.	117
Gráfico 5.2 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Lado aço – Extremidade.	117
Gráfico 5.3 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Lado aço – Extremidade.	118
Gráfico 5.4 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Lado aço – Extremidade.	118
Gráfico 5.5 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Lado aço – Ponto Médio.	120
Gráfico 5.6 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Lado aço - Ponto Médio.	120
Gráfico 5.7 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Lado aço - Ponto Médio.	121
Gráfico 5.8 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Lado aço - Ponto Médio.	121
Gráfico 5.9 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Lado aço – Próximo a interface.....	123
Gráfico 5.10 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Lado aço - Próximo a interface.....	123
Gráfico 5.11 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Lado aço - Próximo a interface.....	124
Gráfico 5.12 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Lado aço - Próximo a interface.....	124
Gráfico 5.13 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Interface.	126
Gráfico 5.14 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Interface.	126

Gráfico 5.15 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Interface.	127
Gráfico 5.16 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Interface.	127
Gráfico 5.17 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Lado alumínio – Próximo a interface.	129
Gráfico 5.18 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Lado alumínio – Próximo a interface.	129
Gráfico 5.19 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Lado alumínio – Próximo a interface.	130
Gráfico 5.20 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Lado alumínio – Próximo a interface.	130
Gráfico 5.21 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Lado alumínio – Ponto médio.	132
Gráfico 5.22 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Lado alumínio – Ponto médio.	132
Gráfico 5.23 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Lado alumínio – Ponto médio.	133
Gráfico 5.24 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Lado alumínio – Ponto médio.	133
Gráfico 5.25 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Alumínio – Extremidade.	135
Gráfico 5.26 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Alumínio – Extremidade.	135
Gráfico 5.27 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Alumínio – Extremidade.	136
Gráfico 5.28 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Alumínio – Extremidade.	136

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

AA	<i>The Aluminum Association</i>
AF	Amostras Fraturadas
AI	Amostras Íntegras
ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
AISI	<i>The American Iron and Steel Institute</i>
AMR	Divisão de materiais (DCTA)
ASM	<i>American Society of Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
BSE	Backscattering Electron
CIM	Composto Intermetálico
CW	<i>Cold Welding</i>
DCTA	Departamento de Ciência e Espaço
DFW	<i>Diffusion Wleding</i>
EDX	Espectroscopia Dispersiva de Raios X
EUA	Estados Unidos da América
EXW	<i>Explosion Welding</i>
FSW	<i>Friction Stir Welding</i>
FW	<i>Friction Welding</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
INPE	Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais
MB	Metal Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
RC	Redução do comprimento
RFW	<i>Rotary Friction Welding</i> / Fricção Rotativa Convencional
RPM	Rotação por Minuto
RFW	<i>Rotary Friction Welding</i> / Fricção Rotativa Convencional
SCR	Sistema de Controle e Rolamento
SE	<i>Secondary Electron</i>

SFR	Soldagem por Fricção Rotativa
SEM	<i>Scanning Electron Microscopy</i>
SID	Serviço de Informação e Documentação
SMAW	<i>Shielded Metal Arc Welding</i>
SPG	Serviço de Pós-Graduação
SSW	<i>Solid State Welding</i>
T _c	Temperatura Crítica
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
T _p	Temperatura de Pico
TWI	<i>The Welding Institute</i>
USW	<i>Ultrasonic Welding</i>
VLS	Veículo Lançador de Satélite
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTMA	Zona Termodinamicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

E	Módulo de Elasticidade
P	Pressão
t	tempo
σ_R	Tensão de Ruptura
ε	Deformação
P1	Pressão de fricção / Pressão de atrito
t1	Tempo de fricção / Tempo de atrito
P2	Pressão de Forjamento
t2	Tempo de Forjamento
J	Fluxo de difusão
D	Coefficiente de difusão
C	Concentração de partículas
x	Deslocamento
$\partial C / \partial t$	Taxa de variação de concentração
$\partial / \partial x$	Área de concentração
DP	Desvio padrão
Σ	Somatório
x_i	Valor na posição i no conjunto de dados
M_A	Média aritmética dos dados
n	Quantidade de dados

SUMÁRIO

	<u>Pág.</u>
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVO	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1 Processos de união / junção de materiais	5
3.2 Histórico do processo de soldagem.....	7
3.3 Definição de soldagem	12
3.3.1 Processos de soldagem por fusão	15
3.4 Processos de soldagem no estado sólido.....	17
3.4.1 Soldagem por Difusão (<i>Diffusion Welding</i> , DFW)	18
3.4.2 Soldagem por Ultrassom (<i>Ultrasonic Welding</i> , USW)	19
3.4.3 Soldagem por Explosão (<i>Explosion welding</i> , EXW)	20
3.4.4 Soldagem a frio (<i>Cold welding</i> , CW)	21
3.4.5 Soldagem por fricção (<i>Friction Welding</i> , FW).....	22
3.4.5.1 Soldagem por fricção rotativa convencional (RFW)	23
3.4.5.2 Parâmetros e características do processo RFW.....	24
3.4.5.3 Aplicações do processo de soldagem por fricção rotativa	31
3.4.5.4 Processo de Soldagem por Fricção Rotativa Convencional (RFW) .	34
3.4.5.5 Vantagens e desvantagens dos processos de soldagem por fricção convencional	37
3.4.5.6 Soldagem por fricção inercial (<i>Inertial Friction Welding</i>)	39
3.4.5.7 Diferenciação entre os processos de fricção rotativa convencional e fricção rotativa inercial.....	42
3.4.6 Outras variações do processo de soldagem por fricção.....	44
3.4.6.1 Processo de Soldagem por fricção por movimento linear (LFW - <i>Linear Friction Welding</i>)	44
3.4.6.2 Soldagem por Fricção Orbital (FOW - <i>Friction Orbital Welding</i>)	45
3.4.6.3 Soldagem por fricção e mistura mecânica (<i>Friction Stir Welding</i>)....	46
3.4.6.4 Soldagem por fricção com pino consumível (<i>Friction Hydro Pilar Processing</i>)	47

3.4.6.5	Soldagem de fricção por costura (<i>Friction Stitch Welding</i>).....	48
3.5	Zona Termicamente Afetada (ZTA)	49
3.5.1	ZTA em processos de soldagem por fusão	50
3.5.2	ZTA em processos de soldagem no estado sólido.....	51
3.6	Mecanismos de ligação	53
3.7	Materiais das junções dissimilares	63
3.7.1	Alumínio	63
3.8	Aços inoxidáveis	66
3.9	Junções de materiais dissimilares	72
3.10	Compostos intermetálicos	80
3.11	Caracterização microestrutural de junções dissimilares	87
3.11.1	Estrutura dos materiais	87
3.11.1.1	Macroestrutura.....	88
3.11.1.2	Microestrutura	88
3.11.2	Metalografia e preparação das amostras.....	88
4	MATERIAIS E MÉTODOS	91
4.1	Materiais	91
4.1.1	Análises químicas	91
4.1.2	Propriedades mecânicas.....	92
4.2	Métodos empregados para soldagem e preparação das amostras	93
5	RESULTADOS	99
5.1	Resultados das amostras íntegras	99
5.1.1	Medição da espessura da camada intermetálica	99
5.1.2	Análise de <i>linescan</i>	108
5.1.3	Análise de EDS (por espectro).....	114
5.1.3.1	Análise da extremidade – lado aço	115
5.1.3.2	Análise do ponto médio – lado aço	119
5.1.3.3	Análise próxima a interface– lado aço	122
5.1.3.4	Análise da interface	125
5.1.3.5	Análise próximo a interface – lado alumínio.....	128
5.1.3.6	Análise do ponto médio – lado alumínio	131
5.1.3.7	Análise da extremidade – lado alumínio	134

5.2 Resultados das amostras fraturadas	137
6 CONCLUSÕES.....	143
7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	144
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	145

1 INTRODUÇÃO

A soldagem é um processo assim definido pela Associação Americana de Soldagem (*American Welding Society – AWS*): “processo de união de materiais utilizado para manter a coalescência (união) localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Particularmente, a soldagem de materiais dissimilares, como é o caso da liga de alumínio AA 1050 e do aço inoxidável AISI 304, é caracterizada pelas modificações microestruturais e nas propriedades físicas, químicas e mecânicas destes, sendo um processo mais complexo do que o de soldar materiais com características e propriedades similares (DAVIS, 2006). Conforme anteriormente descrito (MONTEIRO, 2006), a união de tais materiais foi utilizada para conectar a tubulação de aço AISI 304 ao reservatório esférico de hidrazina, fabricado em alumínio AA 1050, no Sistema de Controle e Rolamento (SCR) do Módulo Bia de Controle do Veículo Lançador de Satélites - VLS1, do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE) - Comando da Aeronáutica – Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA).

A soldagem no estado sólido (*Solid State Welding, SSW*) é um processo de junção de materiais bastante conhecido, onde pressão é aplicada às peças e o aumento de temperatura ocorre abaixo do ponto de fusão dos materiais envolvidos (JENNEY; O'BRIEN, 2001). Desta forma, a deformação e a difusão são utilizadas para que as junções sejam produzidas e os materiais sejam unidos (ASM 1993).

Por sua vez, a soldagem por fricção é um processo versátil que ocorre no estado sólido, tendo como peculiaridade a formação de zona termicamente afetada (ZTA) razoavelmente estreita. Encontra aplicações em setores aeronáuticos, aeroespaciais, navais, automotivos e nucleares, entre outros (ALVES, 2016).

Khan (2011) demonstrou em seu trabalho a utilização da soldagem por fricção para geração de uma junção dissimilar entre uma liga de alumínio e um aço em uma peça utilizada em um reator nuclear.

Uma etapa importante para determinar as propriedades das junções dissimilares unidas por soldagem consiste em analisar a microestrutura dos materiais, que está estreitamente relacionada com suas propriedades mecânicas, físicas e químicas.

A análise microestrutural via MEV/FEG de juntas dissimilares soldadas por fricção rotativa entre a liga de alumínio AA1050 e o aço inoxidável AISI 304 permitiu a observação prévia e a posterior aos ensaios de tração. Neste trabalho foi demonstrado a importância da análise microestrutural no entendimento dos resultados dos diferentes testes de tração de materiais dissimilares soldados em diferentes condições.

O desenvolvimento deste trabalho e das análises realizadas contribuirá para o progresso das pesquisas em caracterização de microestruturas de materiais em solo nacional, em especial para o avanço do departamento de Coordenação de Pesquisa Aplicada e Desenvolvimento Tecnológico - Materiais e Plasma (COPDT-MP) do INPE em pesquisas envolvendo junções dissimilares que podem ser aplicadas nas indústrias e no setor aeroespacial.

2 OBJETIVO

O objetivo principal deste trabalho é a caracterização microestrutural por meio de microscopia eletrônica de varredura com canhão de emissão de campo (MEV / FEG – *Field Emission Gun*), da interface de ligação entre os materiais dissimilares alumínio AA1050 e o aço inoxidável AISI 304 soldados por fricção rotativa e verificação da correlação entre as propriedades mecânicas das amostras obtidas e a interdifusão atômica ocorrida durante o processo de soldagem em relação aos parâmetros de processo.

A caracterização microestrutural para as junções dissimilares entre a liga de alumínio AA1050 e o aço inoxidável AISI 304 descritas foi realizada através das seguintes análises:

1. Medição da camada intermetálica (se presente) e comparativo com os dados obtidos no ensaio de tração;
2. análise pontual semi-quantitativa via EDS utilizando-se do MEV/FEG, observando os elementos e sua porcentagem presente do lado da liga de alumínio AA1050, na interface e no lado do aço inoxidável AISI 304 e comparativo com os dados obtidos no ensaio de tração;
3. análise de varredura *linescan* semi-quantitativa via EDS utilizando-se do MEV/FEG para verificar o comportamento da interdifusão dos elementos constituintes dos materiais conforme variação dos parâmetros utilizados no processo de soldagem;
4. análise da interface onde ocorreu a fratura, para ambos os materiais, utilizando-se de imagens geradas pelo MEV/FEG;
5. mapeamento superficial da interface da fratura, para ambos os materiais, utilizando-se dos dados gerados pelo MEV/FEG, observado a presença dos elementos constituintes dos materiais em cada face das amostras.

Dessa forma foi possível identificar, analisar, caracterizar os principais elementos químicos responsáveis pela ligação no estado sólido da junção dissimilar, analisar as diferentes espessuras de camadas de compostos intermetálicos presentes na interface de ligação em função dos parâmetros de

processo utilizados, suas características e influências na resistência mecânica da junção, correlacionando os resultados com os valores obtidos nos ensaios mecânicos de tração.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Processos de união / junção de materiais

Segundo Jenney e O'Brien (2001), a união de materiais pode ser descrita de forma simples, porém, realizar a ligação entre dois materiais é uma operação difícil uma vez que diversos fatores como rugosidade superficial, presença de impurezas, imperfeições microestruturais e propriedades distintas tendem a complicar os processos de junção.

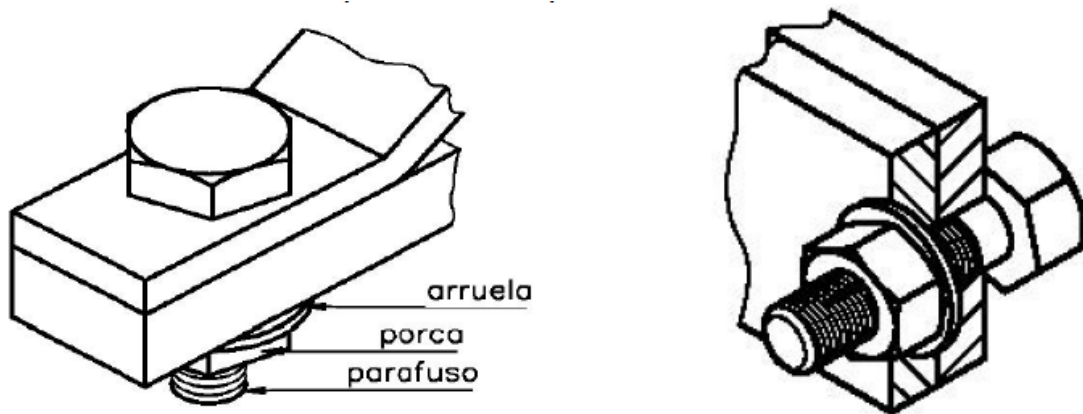
Para duas peças metálicas colocadas em contato, quando os átomos das bordas se atraem de forma a gerar uma ligação interatômica, elas se tornam uma única peça (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

A união de chapas, perfis e barras é muito comum em diversas áreas da mecânica onde mesmo nas construções mais simples necessitam de união de peças entre si, através dos denominados elementos de fixação (BARBOSA, 2011).

Os processos de união de peças podem ser divididos em dois diferentes tipos: processos de união móvel e união permanente (BARBOSA, 2011).

Na união móvel, elementos de fixação podem ser colocados ou removidos do conjunto, unindo ou separando as peças sem causar quaisquer danos estruturais, tais como: parafusos, porcas, chavetas, arruelas, etc (BARBOSA, 2011). Em muitas montagens ou conjuntos, geralmente existe a necessidade destas junções para facilitar a montagem e desmontagem para diversas aplicações (BUDYNAS; NISBETT; SHIGLEY, 2015). A Figura 3.1 exemplifica os tipos de união móvel.

Figura 3.1 – Processos de união móvel.



Fonte: Barbosa (2011).

Um outro método de união móvel é a colagem através de uma substância química denominada adesivo, onde a junção entre as peças ocorre por forças de atração geradas na superfície de aplicação e contato pela ligação química gerada por este processo (MESSLER JUNIOR, 2004). A Figura 3.2 demonstra o processo de junção por adesivo.

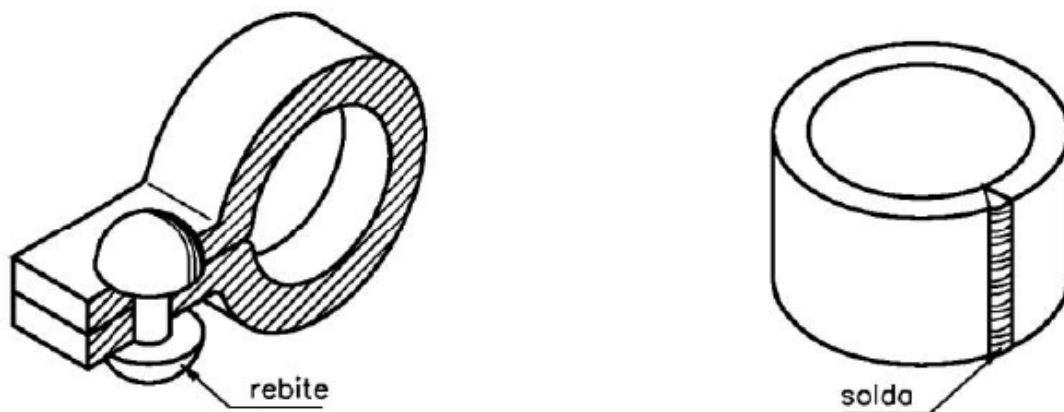
Figura 3.2 – Processos de união móvel por colagem com adesivos na indústria aeronáutica.



Fonte: Henkel Adhesives (2021).

Na união permanente, os elementos de fixação uma vez incluídos nas peças não podem ser removidos sem serem inutilizados, tais como: rebites e soldas (BARBOSA, 2011). Junções permanentes são aplicáveis onde não existe a necessidade de conectores individuais ou para união de seções finas, de forma a obter economia significativa em projetos (BUDYNAS; NISBETT; SHIGLEY, 2015). A Figura 3.3 exemplifica os tipos de união permanente.

Figura 3.3 - Processos de união permanente.



Fonte: Barbosa (2011).

3.2 Histórico do processo de soldagem

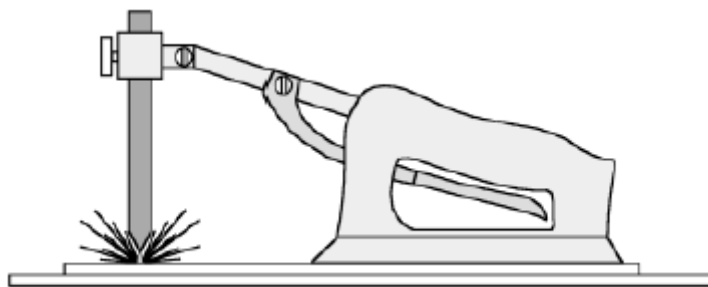
Desde antes de Cristo (A.C.) existem registros arqueológicos de soldagem através de métodos de brasagem e soldagem por forjamento de joias em museus mundo afora (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012). Desde então, diversos processos de soldagem foram sendo desenvolvidos conforme o avanço tecnológico, possibilitando a união de diversos materiais e facilitando a fabricação e montagem de peças e componentes em diversos tipos de estruturas. Nesta linha do tempo de desenvolvimento tecnológico, existem alguns pontos importantes:

- 1800 – Alessandro Volta relata que metais diferentes conectados por uma substância se tornam condutores ao serem umedecidos, formando uma célula voltaica (WELDINGHISTORY, 2021);

- 1801 - 1806 – Sir Humphrey Davy (1778-1829), realizou experiências com o arco elétrico gerado entre dois eletrodos de carbono com o uso de uma bateria (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012; MATTEI, 2011; WELDINGHISTORY, 2021);
- 1808 – Descoberta do magnésio e prova da existência do alumínio por Sir Humphrey Davy (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1818 – Invenção do soprador de hidrogênio por Robert Hare (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1820 – Estabelecida a conexão entre eletricidade e magnetismo por Hans Christian Oersted (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1827 - Descoberta do alumínio por Friederich Wöhler (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1828 – Wallaston soldou peças de platina por prensagem a frio, sinterização e martelamento enquanto o metal estava quente (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1831 – Michael Faraday inventa o dínamo gerando eletricidade a partir de ímãs (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1836 – Edmund Davy descreveu propriedades do acetileno (MATTEI, 2011). Sainte Claire Deville, inventa o maçarico de oxigênio-hidrogênio (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1838 - Eugene Desbassayrs de Richemont patenteia um processo de soldagem por fusão (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1840 - E. Desbassayns de Richemont (francês) inventa o primeiro maçarico de ar-hidrogênio e cunha a frase “*soudere autogène*” indevidamente traduzida para soldagem autógena (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1841 – H. Rossier (alemão) utilizou-se do maçarico para soldagem do chumbo (WELDINGHISTORY, 2021);

- 1856 – James Joule (inglês) utilizou-se de feixe de arame e carvão soldando-os com uma corrente elétrica (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1860 – Wilde (inglês), baseando-se nos estudos de Volta e Davy, utilizou-se de fontes elétrica para realizar junções, recebendo a patente mais antiga registrada de soldagem por fonte elétrica (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1860 – O químico Berthelot (francês) descreve a fórmula do acetileno (C_2H_2), e em 1863, descobriu sua instabilidade sob determinadas pressões e temperaturas (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1862 - Friederich Wöhler (alemão), gerou gás acetileno com a utilização de carboneto de cálcio (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1865 – Wilde (inglês), utiliza-se de fontes elétricas para derreter ferro e obter junções, patenteando sua descoberta (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1885 – Patente processo de soldagem, Nikolas Bernados e Stanislav Olszewsky com eletrodo de carvão e arco elétrico, conforme ilustrado na Figura 3.4 (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012);

Figura 3.4 - Sistema para soldagem a arco com eletrodo de carvão de acordo com a patente de Bernados.e Olszewsky.



Fonte: Modenesi, Marques e Santos (2012).

- 1890 – N. G. Slavianoff (Rússia) e Charles Coffin (EUA) desenvolveram de forma independente soldagem com arco por eletrodo metálico sem

revestimentos de estabilização de arco (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012; MATTEI, 2011);

- 1900 - E. Fouch e F. Picard desenvolvem na França o maçarico de oxiacetileno (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1903 – Hans Goldschmidt, desenvolve na Alemanha o processo de *Thermit Welding* (TW), uma reação exotérmica entre pó de alumínio e óxido metálico utilizado na soldagem de trilhos ferroviários (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1907 – Dois alemães desembarcam nos EUA fundando a *Siemund-Wienzell Electric Welding Co.* patenteando a soldagem metálica por arco. Também, a *Enderlein Electric Welding Co.* inicia suas atividades nos EUA. Ainda, a Lincoln Electric Company, fabrica a primeira máquina de solda de corrente contínua de tensão variável (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1908 – Oscar Kjellberg, Suécia patenteou o processo de soldagem com arco elétrico revestido (patente alemã nº 231733) (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1912 - A Lincoln Electric Co., após os experimentos realizados em 1907, apresenta as primeiras máquinas para soldagem. A técnica de soldagem de foguetes utilizando-se de um arco de metal blindado é patenteada na Alemanha (WELDINGHISTORY, 2021). Strohmenger, na Grã-Bretanha, utilizou-se de eletrodos metálicos revestidos de cal e/ou argila para formar um arco estável e, ainda, obteve a patente estadunidense revestindo um eletrodo com amianto azul contendo aglutinante de silicato de sódio para obter um metal de soldagem sem impurezas (WELDINGHISTORY, 2021);
- 1913 – Cilindro de acetileno obtido em Indianápolis, por Avery e Fisher (WELDINGHISTORY, 2021);

Com o advento da Primeira Guerra Mundial (1914-1918), diversas novas descobertas foram realizadas no campo da soldagem, pois o processo passou a ser muito utilizado como processo de fabricação industrial (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

Devido à falta de gás causada pela Primeira Guerra Mundial, a soldagem a arco passou a ser muito utilizada na fabricação de itens bélicos. Anthony Fokker (holandês), passou a utilizar processos de soldagem em fuselagens de aviões de combate alemães. Na Grã-Bretanha, o casco do navio HMS Fulagar foi o primeiro navio a ser soldado (WELDINGHISTOR, 2021).

Ainda como consequência da guerra, o presidente Woodrow Wilson estabeleceu o denominado Comitê de Soldagem em Tempo de Guerra dos Estados Unidos da Corporação de Frota de Emergência, liderado pelo Dr. Comfort Avery Adams, o qual realizou em 3 de janeiro de 1919 a reunião para formação da American Welding Society (AWS), aprovada em 27 de março do mesmo ano. Reuben Smith, desenvolveu e patenteou o eletrodo com revestimento de papel, onde produziu soldas sem escórias com resultados aceitáveis (WELDINGHISTORY, 2021; CARY; HELZER, 2005).

Antes da Primeira Guerra Mundial, grande parte dos processos de soldagem eram experimentais, e com seu término, as limitações impostas aos alemães pelo Tratado de Versalhes no desenvolvimento de navios, reduzindo de 10000 toneladas para 6000 toneladas, os obrigaram a utilizar em maior escala a soldagem para redução deste peso (WELDINGHISTORY, 2021).

A AWS em 1922, liberou a primeira edição do *Proceeding of the American Welding Society* (Vol.1, No 1) e em seguida altera seu nome para "*Journal of American Welding Society*". Irving Lagmuir, vencedor do prêmio nobel de química, em 1932, em coautoria com R. A. Weinman e em conjunto com General Electric Co desenvolveu o Processo de Soldagem de Hidrogênio Atômico (AHW), onde em 1930, este processo foi utilizado como base para gerar patentes por H. M. Horbart e P. K. Devers. Estes estudos, mais tarde, ficariam conhecidos por Soldagem ao Arco Elétrico com Atmosfera de Proteção Gasosa (*Gas Metal Arc Welding*, GMAW) (WELDINGHISTORY, 2021).

Em 1930, o *stud welding*, que consistia na soldagem de pinos foi desenvolvida na área naval (CARY; HELZER, 2005). Ainda, em 1930, a *National Tube Company* utilizou-se da descoberta do processo de soldagem por arco submerso patenteada por Robynoff (CARY; HELZER, 2005).

Com o advento da Segunda Guerra Mundial, surgiu a necessidade da soldagem de magnésio para manufatura de aviões de combate, o que acarretou no surgimento do processo MIG (*metal inert gas*), visto que era ideal para soldagem de magnésio e também de aço inoxidável e alumínio (CARY; HELZER, 2005).

Com patente gerada em 1941 por Meredith, o processo foi renomeado para *Heliarc welding*, sendo este nada mais que um outro nome para a soldagem TIG (*tungstein inert gas*) (CARY; HELZER, 2005).

Em 1948, o processo GMAW (*gas-shielded metal arc welding*) foi desenvolvido no *Batelle Memorial Institute*, utilizando-se de um gás de proteção similar ao arco de tungstênio, mas sendo alterado para um eletrodo de tungstênio diretamente alimentado (CARY; HELZER, 2005).

Após a guerra, novos processos passaram a ser utilizados, como a soldagem a plasma (1958) e soldagem a laser (1970) (CORNU, 1988). O processo de soldagem por fricção, apesar de ter patentes emitidas em território europeu entre 1920 e 1944, foi oficialmente registrado na União das Repúblicas Socialistas Soviéticas (URSS) em 1956, tendo sua fase moderna avançando ao longo da década de 1960 nos EUA logo após seu início como uso industrial (MAALEKIAN, 2007).

3.3 Definição de soldagem

Atualmente, existem diferentes definições de soldagem. A Associação Americana de Soldagem (*American Welding Society, AWS*) descreve a soldagem como: “processo de união de materiais utilizado para manter a coalescência (união) localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

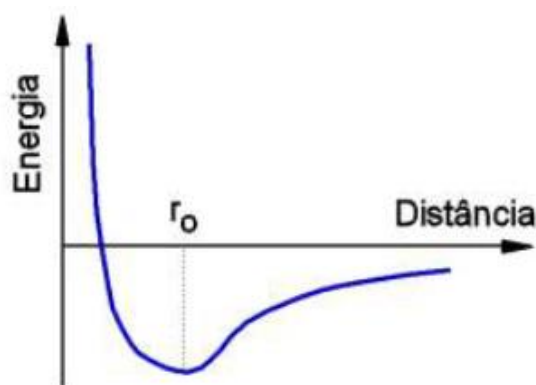
A soldagem é um dos três processos utilizados para união de partes metálicas, sendo os outros dois a união mecânica e a união por adesivos (KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA, 2013).

O objetivo dos processos de soldagem, independentemente do método é o de unir materiais para aplicações estruturais nas diversas áreas da engenharia. Materiais possuem rugosidades superficiais, camadas de óxidos, impurezas, e diversos defeitos microestruturais que tornam a união de materiais um processo complexo e difícil de ser realizado. No processo de soldagem a adição de calor é feita por vias diretas, ou através de conversão de outros tipos de energia (elétrica, mecânica) em energia térmica, sendo desenvolvidos com a finalidade de facilitar o processo de excitação dos átomos gerando ligações atômicas (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

A soldagem permite uma união permanente das partes envolvidas no processo em uma unidade, onde a junção criada pode ter resistência mecânica superior às partes que foram unidas, dependendo dos parâmetros, técnicas ou adição de materiais envolvidos (KIMINAMI; CASTRO; OLIVEIRA, 2013).

Como descrito por Marques, Modenesi e Bracarense (2009), uma peça metálica é formada por diversos átomos em um arranjo especial, conhecido como estrutura cristalina, onde os átomos no interior desta estrutura, tem vizinhos posicionados a uma distância r_0 onde a energia do sistema é mínimo, conforme demonstrado na Figura 3.5.

Figura 3.5 - Variação de energia potencial para um sistema composto de dois átomos em função da distância de separação entre eles.



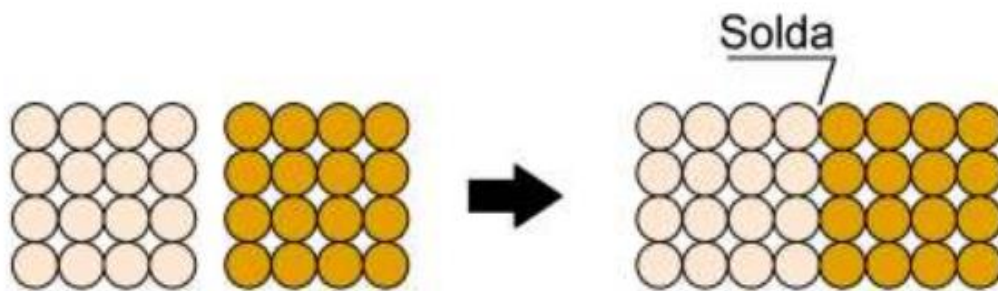
Fonte: Modenesi, Marques e Santos (2012).

Nas condições de energia mínima, não existem tendências de ligação dos átomos presentes com nenhum átomo extra, diferentemente dos átomos na

superfície do sólido, onde as ligações aos vizinhos são menores, e assim, possuem um maior nível de energia, que pode ser reduzida quando estes átomos superficiais se ligam a outros (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Em teoria, ao aproximar duas peças metálicas em distâncias suficientemente pequenas uma ligação entre as peças seria formada, conforme exemplificado na Figura 3.6, entretanto, nos metais, exceto em condições muito específicas, alguns fatores impedem a aproximação superficial em ordem r_0 , pois mesmos os metais com superfícies com um bom acabamento (superfícies polidas, por exemplo), possuem alta rugosidade em níveis microscópicos ou presença de óxidos, umidade ou outras impurezas, sendo necessária aplicação de energia externa para que ocorra a união (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009).

Figura 3.6 - Formação teórica de uma solda pela aproximação das superfícies das peças.



Fonte: Modenesi, Marques e Santos (2012).

Segundo Okumura e Taniguchi (1982) a classificação dos processos de soldagem pode ser feita através da fonte de energia empregada, do processo físico envolvido, das aplicações específicas ou por qualquer outra característica pertinente.

Estes tipos de definições, por vezes, podem incluir os processos de brasagem classificados junto com os processos de soldagem, uma vez que uma das definições empregadas estabelece que uma junção pode ser um processo de união por ligações químicas (MARQUES, MODENESI; SANTOS, 2012).

Os processos de soldagem, em geral, são classificados em:

- a) Soldagem por Fusão: Processo de soldagem onde o calor aplicado deve ser suficiente para atingir a fusão na junção dos materiais, podendo ser aplicado também por fonte externa (JENNEY; O'BRIEN, 2001);
- b) Soldagem no Estado Sólido (por pressão e/ou deformação): Processo de soldagem onde a coalescência dos materiais é realizada em temperaturas abaixo do ponto de fusão (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

Outras literaturas incluem também como uma terceira classificação a brasagem, como Okumura e Taniguchi (1982), Kiminami, Castro e Oliveira (2013), Kobe Steel, LTD. (2015) e Marques, Modenesi e Bracarense (2009).

- c) Soldagem por Brasagem: Processo que ocorre no estado líquido-sólido, envolvendo metal de adição fundido e metal base sólido, e a ligação ocorre por difusão (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

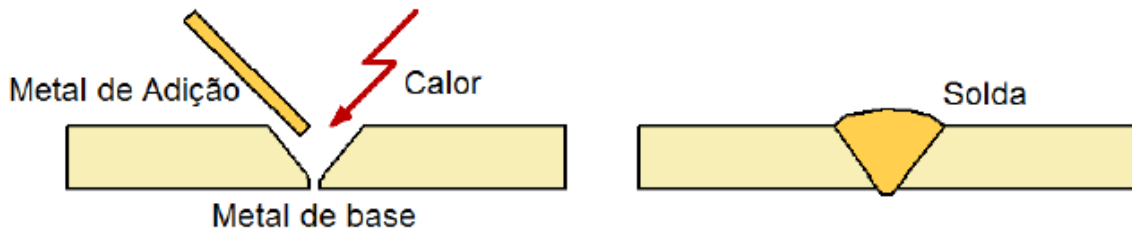
3.3.1 Processos de soldagem por fusão

Segundo JENNEY e O'BRIEN, (2001), em grande parte dos processos de soldagem por fusão o calor é aplicado por uma fonte externa na região da junta, sendo transportado pelos processos de condução, convecção e radiação. As partes podem ser fundidas, também, por meio de energia elétrica ou química, sem aplicação de pressão (OKUMURA; TANIGUCHI, 1982). Um metal de adição também pode ser utilizado, e neste caso, a ligação acontece pela solidificação do metal fundido (MARQUES; MODENESI; SANTOS, 2012).

Os processos de soldagem por fusão são classificados de acordo com o tipo de fonte de calor externa, podendo estes ser: feixe de elétrons, feixe de laser, reações químicas exotérmicas e arcos elétricos, sendo este último o mais utilizado. (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

A Figura 3.7 esquematiza um dos tipos de soldagem por fusão.

Figura 3.7 - Soldagem por fusão (esquemático).



Fonte: Modenesi, Marques e Santos (2012).

Alguns dos principais processos de soldagem por fusão com fonte de calor externa são:

- Soldagem por arco elétrico com eletrodo revestido (*Shielded Metal Arc Welding*, SMAW): processo mais empregado modernamente, onde o eletrodo é constituído de um arame com revestimento fundente consumido pelo arco elétrico gerado na sua extremidade livre com o material base a ser soldado (OKUMURA; TANIGUCHI, 1982).
- Soldagem por Arco Elétrico com Atmosfera de Proteção Gasosa (*Gas Metal Arc Welding*, GMAW): Processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo consumível e com um gás (ou mistura de gases) externa utilizada para proteção do arco de soldagem e da poça de fusão (ASM, 1993).
- Soldagem a arco de gás tungstênio (*Gas-Shielded Tungsten Arc Welding*, GTAW ou *Tungsten Inert Gas*, TIG): Processo de soldagem que incorpora o uso de um eletrodo não consumível de tungstênio para sustentação do arco, protegido por atmosfera de gás adicionado de fonte externa, podendo ser executada com ou sem metal de adição e com a possibilidade de soldagem de materiais finos (menores que 1,0 mm de espessura) (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

3.4 Processos de soldagem no estado sólido

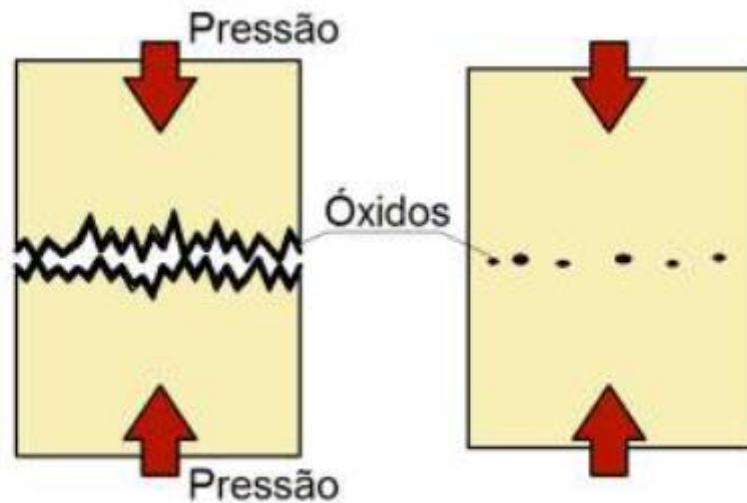
Os processos de soldagem no estado sólido (*Solid State Welding*, SSW) promovem a coalescência dos materiais em temperaturas abaixo dos seus pontos de fusão, gerando ligações macroscópicas ou microscópicas nas superfícies de contato a serem unidas (JENNEY; O'BRIEN, 2001). Estes processos utilizam-se da deformação e difusão para produzir junções de alta qualidade entre materiais similares ou dissimilares (ASM 1993). A união de materiais dissimilares pelos métodos de soldagem convencionais, normalmente apresentam defeitos devido as diferenças de propriedades dos materiais (AKINLABI; MAHAMOOD,-2020).

Os processos de soldagem no estado sólido são capazes de unir materiais dissimilares que não podem ser unidos por processos de soldagem por fusão, como aço e alumínio, que ao serem unidos no estado sólido, podem produzir uma ligação sem compostos intermetálicos frágeis (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

Segundo Wainer, Brandi e Mello (1992), em determinados processos no estado sólido, a soldagem ocorre em poucos segundos e com zona termicamente afetada (ZTA) estreita. A energia térmica inserida ao sistema é proveniente de transformação de energia mecânica (por pressão e/ou atrito). Em processos de união como o de fricção, por exemplo, a soldagem ocorre em áreas pequenas que são posteriormente ampliadas devido à deformação plástica, unindo materiais nas áreas de contato (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

A Figura 3.8 demonstra de forma simplificada um processo de soldagem no estado sólido sob aplicação de pressão.

Figura 3.8 – Esquemático de soldagem por pressão.



Fonte: Modenesi, Marques e Santos (2012).

A ligação entre os materiais e o quão forte é esta ligação gerada são fatores importantes a serem observados nos processos de soldagem no estado sólido, geralmente verificados pelos resultados dos testes de tração (ASM, 1993).

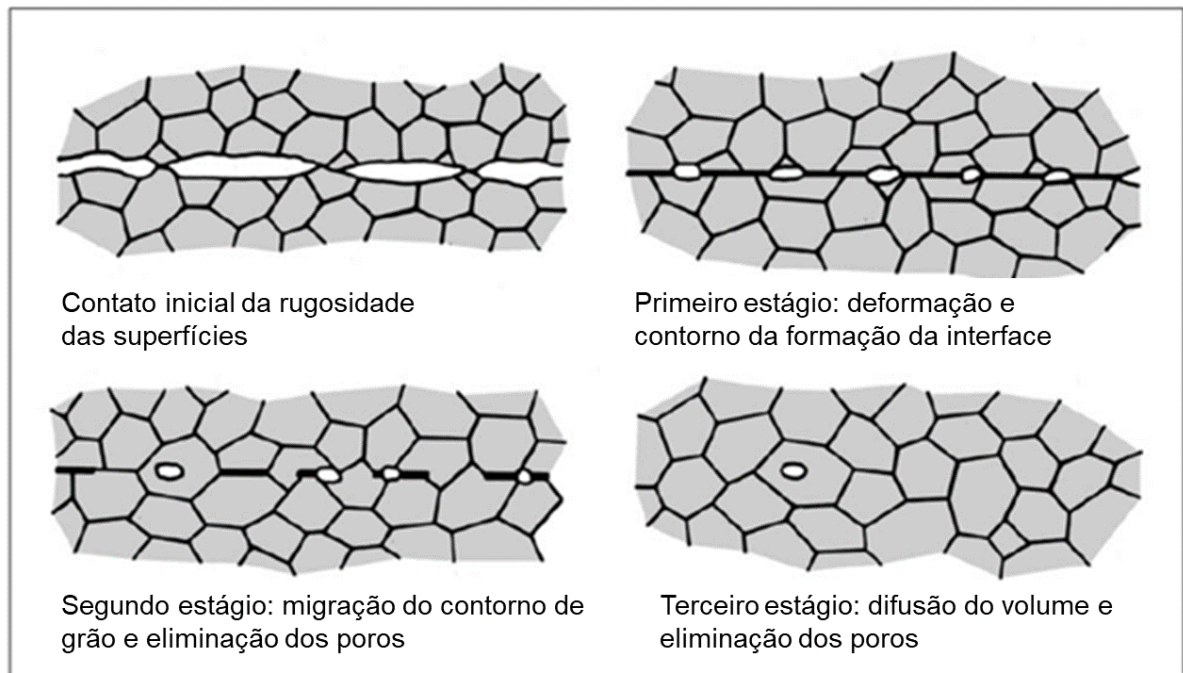
Dentre os processos de soldagem no estado sólido, destacam-se: Soldagem por fricção (*Friction Welding, FRW*); Soldagem por difusão (*Diffusion Welding, DFW*); Soldagem por ultrassom (*ultrasonic welding, USW*); Soldagem por explosão (*Explosion welding, EXW*); e Soldagem a frio (*cold welding, CW*) (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

3.4.1 Soldagem por Difusão (*Diffusion Welding, DFW*)

Processo de soldagem onde os materiais atingem a coalescência sob aplicação de pressão em altas temperaturas sem movimentação relativa das peças ou de deformação visível, podendo ter também um metal de adição incluído entre as superfícies de contato (JENNEY; O'BRIEN, 2001). A união dos materiais por difusão torna mais fácil a fabricação de componentes onde não há descontinuidade abrupta na microestrutura (ASM, 1993). Neste processo, o tempo necessário para a difusão pode levar de segundos até horas para ser

concluído (MARINOV, 2011). Para manter as superfícies livres de óxidos e contaminações de ar, o processo normalmente é realizado sob vácuo (AKCA; GÜRSEL, 2016). A Figura 3.9 demonstra o processo DFW.

Figura 3.9 - Processo de soldagem DFW.

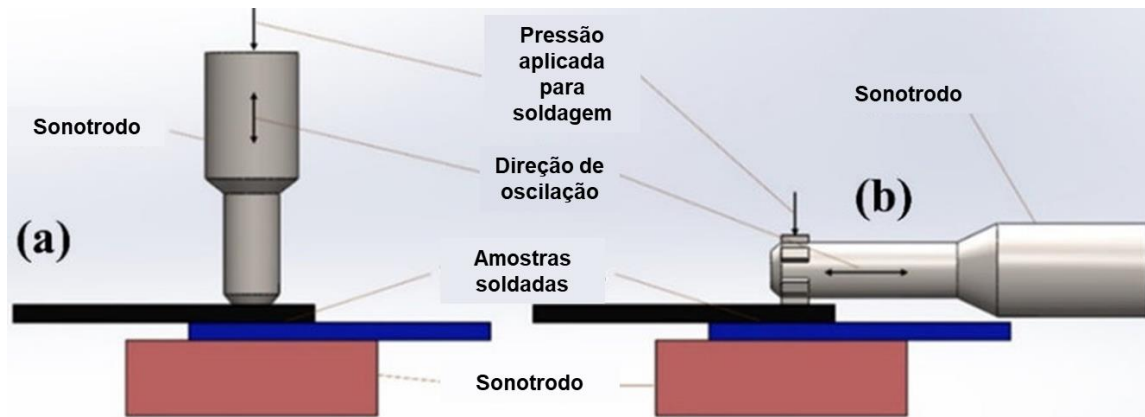


Fonte: Adaptado de Jenney e O'Brien (2001).

3.4.2 Soldagem por Ultrassom (*Ultrasonic Welding, USW*)

Processo de soldagem onde a formação da solda ocorre por aplicação de energia vibratória de alta frequência enquanto as peças são mantidas em contato por uma leve pressão em que a ligação metalúrgica ocorre sem produção de calor significativo (JENNEY; O'BRIEN, 2001). Com aplicação da energia vibratória e a pressão, forças de cisalhamento oscilantes ocorrem na interface dos materiais resultando na deformação elastoplástica (ASM, 1993). A Figura 3.10 demonstra o processo USW.

Figura 3.10 – Processo de soldagem USW.



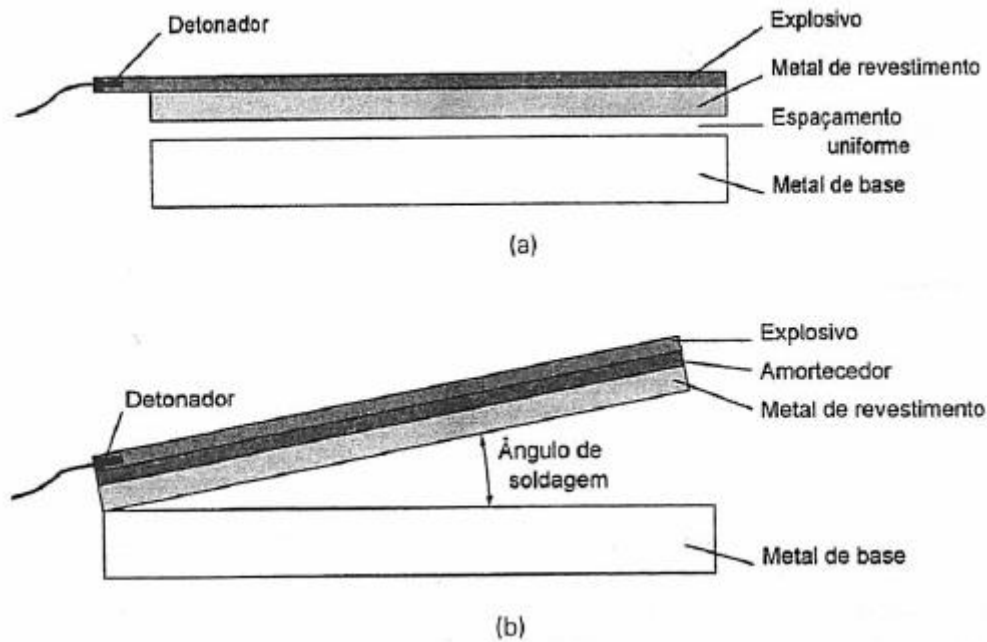
a) Posição vertical; b) Posição horizontal.

Fonte: Adaptado de Budholia *et al.* (2020).

3.4.3 Soldagem por Explosão (*Explosion welding, EXW*)

Processo de soldagem em temperatura ambiente onde uma detonação controlada é utilizada para causar impacto entre duas peças, sob alta velocidade, gerando a união (JENNEY; O'BRIEN, 2001). O processo geralmente envolve três componentes, o metal base que permanece estacionário durante o processo, o metal de revestimento que pode estar paralelo ou em ângulo comparado ao metal de base e o explosivo em forma granular, distribuído uniformemente sobre a superfície superior do metal de revestimento (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009). Segundo Jenney e O'Brien (2001), durante a colisão das superfícies a serem soldadas geradas pela explosão, as películas superficiais são removidas para fora da interface, permitindo que uma ligação interatômica ocorra sem o surgimento de uma zona termicamente afetada. A Figura 3.11 demonstra o processo EXW.

Figura 3.11 – Processo de soldagem EXW.



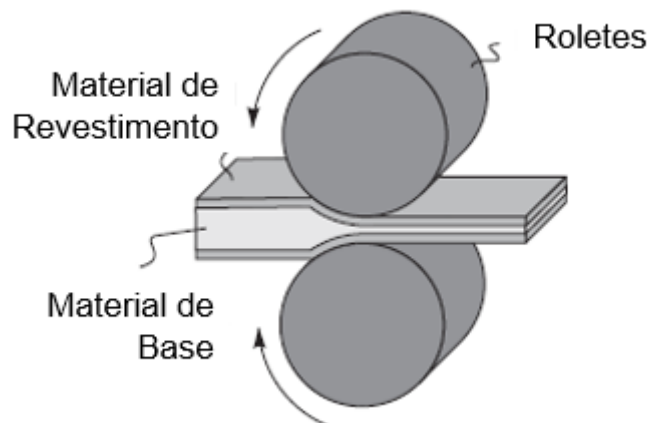
a) Soldagem por explosão paralela b) Soldagem por explosão em ângulo.

Fonte: Marques; Modenesi; Bracarense (2012).

3.4.4 Soldagem a frio (*Cold welding, CW*)

Processo de soldagem em temperatura ambiente onde o uso de pressão é empregado para efetuar a soldagem por deformação, sem geração ou utilização de calor (JENNEY; O'BRIEN, 2001). Com isso, ocorre a exposição de áreas da superfície dos metais limpas nos componentes uma vez que a pressão causa a destruição dos óxidos presentes nas superfícies de contato (ASM, 1993). A pressão pode ser aplicada por roletes, nos quais os materiais a serem soldados (revestimento e matéria de base) passam entre eles (MARINOV, 2011), conforme demonstrado na Figura 3.12.

Figura 3.12 – Processo de soldagem CW.



Fonte: Marinov (2011).

3.4.5 Soldagem por fricção (*Friction Welding, FW*)

Processo de soldagem no estado sólido onde o calor é gerado pelo atrito durante a movimentação das superfícies em contato e pela aplicação de pressão (ALVES, 2016).

Este processo de soldagem tem origem na União Soviética em 1956, e as primeiras patentes foram registradas na própria União Soviética e na Europa (HARIHARAN et al., 2019).

A Caterpillar Tractor Company (E.U.A) modificou o processo anteriormente descoberto desenvolvendo o método de soldagem por fricção inercial em 1962 (AKINLABI; MAHAMOOD, 2020). Maquinários de soldagem também foram criados pela Caterpillar (HARIHARAN et al., 2019).

Além destas variações do processo, foram desenvolvidos outros métodos por fricção, como a soldagem por fricção e mistura mecânica (Friction Stir Welding), soldagem por fricção e mistura mecânica por ponto (Friction Stir Spotting Welding), soldagem por fricção com pino consumível (Friction Hydro Pilar Processing), e o processo de soldagem de fricção por costura (Friction Stitch Welding).

As próximas seções descrevem os diversos processos e suas características com ênfase nos processos de soldagem por fricção rotativa convencional (RFW), utilizado para realização deste trabalho, com menções e diferenciações do processo de soldagem inercial (RFW-INERTIAL) em função das semelhanças entre os dois métodos.

3.4.5.1 Soldagem por fricção rotativa convencional (RFW)

Neste processo, pelo menos uma das peças necessita ser cilíndrica e não há necessidade de utilização de gás de proteção ou metal de adição, sendo que diversos materiais podem ser soldados, sendo similares ou dissimilares, como por exemplo aço e alumínio, sendo este processo utilizado em diversos setores industriais como petrolífero, defesa, aeroespacial, automotivo e marítimo (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

No processo de soldagem por fricção rotativa as junções são geradas pela aplicação de uma força compressiva entre as peças em contato, com rotação e movimentação de uma superfície sobre a outra, sendo o calor gerado pelo atrito utilizado para deslocamento do material plastificado durante deformação plástica na interface, produzindo uma zona termicamente afetada (ZTA) estreita e com material deformado (*flash*) gerado em torno da interface de soldagem (O'BRIEN; GUZMAN, 2007).

O equipamento básico utilizado neste processo de soldagem possui cabeçotes para fixação das peças e sistemas para que o movimento de rotação e as forças axiais de pressão possam ser geradas (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009). A Figura 3.13 apresenta um exemplo de equipamento utilizado para soldagem por fricção rotativa.

Figura 3.13 – Equipamento de soldagem por fricção rotativa.



Fonte: Rengarajan, Rao e Ananthapadmanaban (2015).

A *American Welding Society (AWS)* no *Welding Handbook, Volume 3*, por O'Brien e Guzman (2011) divide o processo de soldagem por fricção rotativa em duas etapas: fase de fricção e fase de forjamento.

3.4.5.2 Parâmetros e características do processo RFW

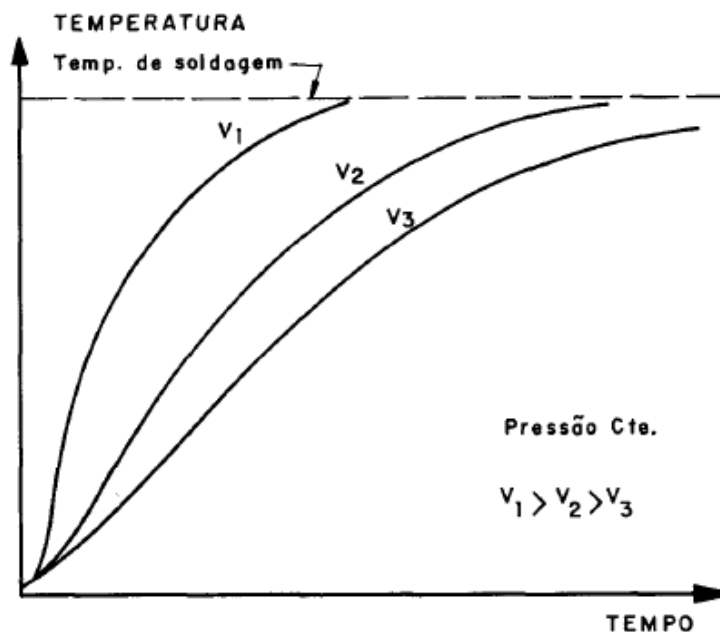
A velocidade de rotação, pressões axiais e tempos de soldagem são as variáveis que necessitam ser controladas para que ocorra a geração de calor necessária para que a soldagem possa acontecer (ASM, 1993).

Segundo Khan (2011), as variáveis do processo de soldagem por fricção podem ser divididas em dois grupos:

1. Os pertencentes a máquina:
 - a. Velocidade de Rotação (RPM): A rotação tem como função, produzir a velocidade relativa entre as superfícies de contato (O'BRIEN; GUZMAN, 2007). Velocidades de rotação altas são aplicáveis a aços endurecíveis, entretanto, o tempo de

aquecimento e a pressão axial devem ser controlados para evitar superaquecimento da região soldada e também deve haver o controle da taxa de resfriamento para evitar o surgimento de trincas (O'BRIEN; GUZMAN, 2007). Na soldagem de materiais dissimilares, baixas velocidades de rotação auxiliam na minimização da formação de compostos intermetálicos quebradiços (KHAN, 2011). As análises das microestruturas de juntas soldadas de aços demonstram que em determinada pressão de soldagem, o aumento da velocidade causa o aumento do tamanho do grão (MEYER, 2003). O tamanho da zona termicamente afetada e o tempo de soldagem são afetados de forma direta com a variação da velocidade relativa (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992). A Figura 3.14 demonstra a influência da velocidade de soldagem no tempo de aquecimento das peças sob pressão constante.

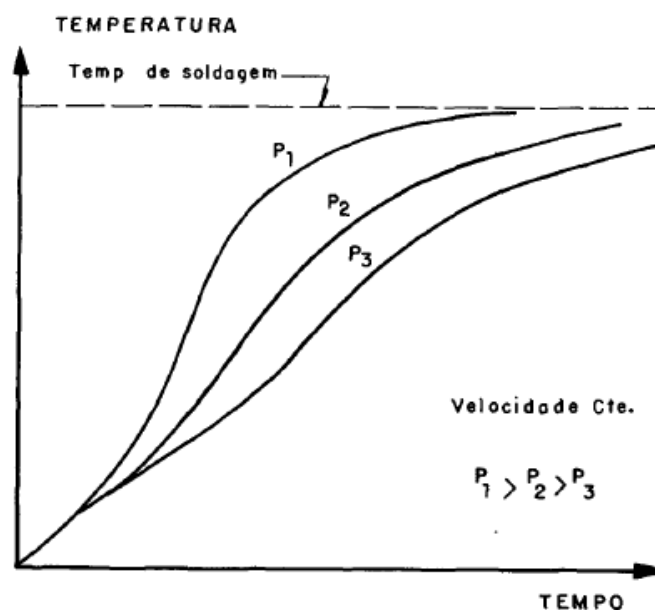
Figura 3.14 – Influência da velocidade no tempo de aquecimento das peças sob pressão constante.



Fonte: Wainer, Brandi e Mello (1992).

b. Pressão de fricção / Pressão de aquecimento (P_1): Pressão axial aplicada no material por um pistão hidráulico, responsável pela fase de aquecimento, esta variável de grande relevância no processo de soldagem por fricção (ALVES, 2016). A pressão de fricção deve ser alta o suficiente para que as superfícies sejam mantidas em contato afim de evitar oxidação e gerar aumento da temperatura na interface de ligação, enquanto que, uma pressão de fricção baixa pode limitar a temperatura na interface de ligação, causando pouca deformação e encurtamento axial (O'BRIEN; GUZMAN, 2007). Pela pressão é controlado o gradiente de temperatura, com influência no torque e na potência gerados, e com seu aumento ocorre a diminuição da zona termicamente afetada e sua escolha depende do material que vai ser soldado (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992). A Figura 3.15 demonstra a influência da pressão tempo de aquecimento das peças sob velocidade constante.

Figura 3.15 – Influência da pressão tempo de aquecimento das peças sob velocidade constante.



Fonte: Wainer, Brandi e Mello (1992).

- c. Tempo de Fricção / Tempo de aquecimento (t_1): Tempo que tem início no contato entre os materiais e termina no instante que ocorre a frenagem da rotação e na interrupção da aplicação da pressão de fricção / pressão de aquecimento (P_1) (ALVES, 2010). O tempo de fricção é determinado por diversos fatores, tais como tipo do material a ser soldado, processamento do material que será soldado, diâmetro, equipamento utilizado e também sofre influência dos outros fatores utilizados no processo de soldagem por fricção (ALVES, 2010). Para o processo convencional, o aquecimento deve ser controlado pelo tempo ou pelo deslocamento axial, onde um aquecimento excessivo diminui a produtividade gerando consumo excessivo de material e um aquecimento irregular pode gerar regiões onde não há união na superfície das peças soldadas (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992). Quando o tempo aplicado é insuficiente, especialmente em barras de aço cilíndricas soldadas com velocidades baixas, a região central das peças é afetada pelo aquecimento desigual gerado, pois neste local, a velocidade relativa é menor (O'BRIEN; GUZMAN, 2007). Determinadas situações exigem um tempo (t_1) mais longo para que o resfriamento ocorra de forma mais lenta, como por exemplo, para algumas ligas de alumínio e, de forma contrária para alguns tipos de aços estruturais de alta resistência, um menor tempo (t_1) pode formar uma ZTA menor e gerar menos tensões nas junções soldadas (ALVES, 2010). O tempo de fricção é influenciado pela pressão de fricção e velocidade de rotação, sendo reduzido conforme são aumentadas a pressão de fricção e a velocidade de rotação (O'BRIEN; GUZMAN, 2007).
- d. Pressão de Forjamento (P_2): É responsável pelo início da fase de forjamento e conseqüente término da soldagem (ALVES, 2016). Esta variável é importante pois é responsável pela dispersão do material deformado na interface de ligação, devendo esta pressão ser alta o suficiente para que a solda produzida não tenha

deformação excessiva (KHAN, 2011). Baixos valores de pressão de forjamento podem gerar junções com propriedades de resistência mecânica inferiores aos materiais envolvidos no processo, causando ruptura na interface de ligação (ALVES, 2010). Pressões de forjamento muito altas, podem causar grande redução do comprimento dos materiais e formação exagerada de rebarba (*flash*) (ALVES, 2010).

- e. Tempo de Forjamento (t_2): Tempo em que é aplicada a pressão de forjamento (P_2) completando a soldagem (ALVES, 2010). Segundo Alves (2010), um tempo (t_2) excessivo ou mais curto que o ideal para o processo, combinado a pressão de forjamento (P_2) pode gerar juntas com baixas propriedades mecânicas.

Rao e Ramanaiah (2019), descrevem em seus estudos o sucesso ao realizar a soldagem por fricção entre a liga de alumínio AA2219 e o aço inoxidável AISI304, obtendo no ensaio de tração a resistência máxima de 216 MPa, ainda inferior a resistência da liga de alumínio AA2219, relatando que todos os parâmetros utilizados foram importantes, sendo que o aumento da pressão de forjamento aumentou o valor da dureza na interface.

Segundo Liu et al. (2019), em seus estudos na soldagem por fricção da liga de alumínio 6061-T6 com o aço inoxidável AISI 304, com o aumento da pressão de atrito (P_1) o filme de óxido presente na superfície de um dos materiais pode ser quebrado, facilitando as reações metalúrgicas, entretanto, também foi observado que altos valores de pressão podem causar uma diminuição da dureza na ZTA no lado do alumínio reduzindo a resistência mecânica da junção, e com o aumento do tempo de atrito (t_1), a resistência da junta também aumentou até um determinado valor e depois começou a diminuir, causando uma redução nos valores de dureza da ZTA no lado do alumínio e a redução da resistência mecânica da junção. Ainda, Liu et al. (2019) relatam que abaixo de 220 MPa de pressão de forjamento (P_2) a resistência da junta está diretamente relacionada a aplicação desta pressão, sendo a pressão de forjamento influente na formação

da camada de compostos intermetálicos formada e mais significativa para a resistência da junção que a pressão de fricção.

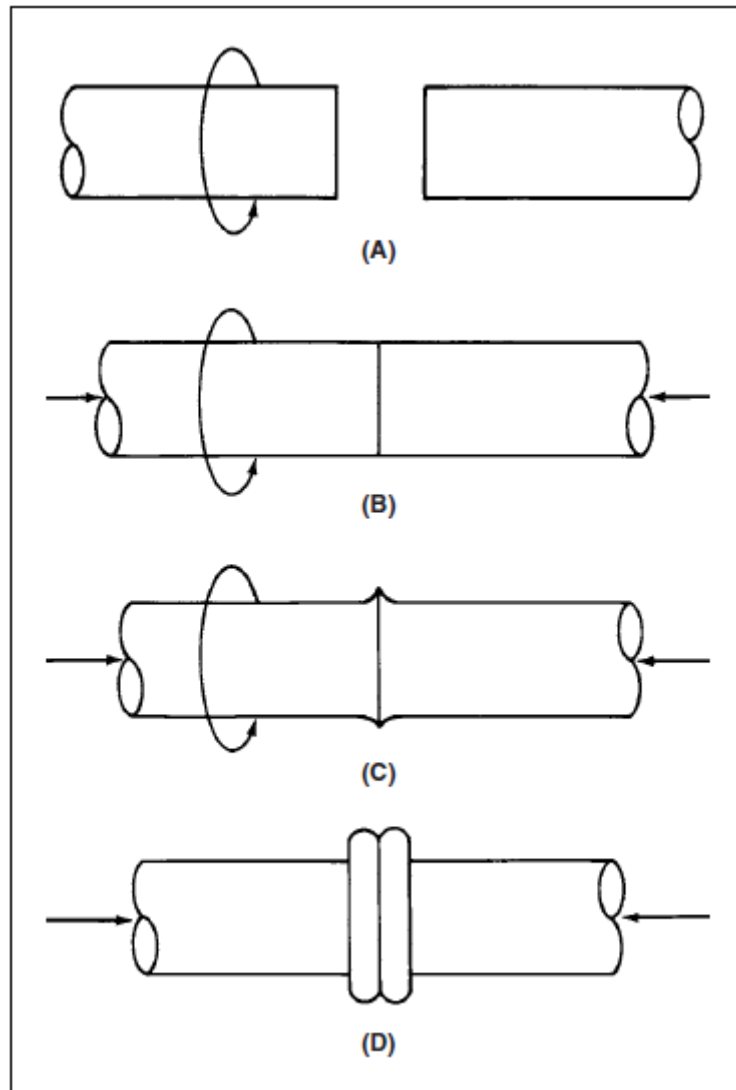
Wang et al. (2020) relata que durante a soldagem por fricção entre o alumínio AA6061 e o aço inoxidável AISI 304, com tempo de fricção (t_1) de 1s e pressão de forjamento de 200 MPa, a resistência mecânica da junta foi registrada no ensaio de tração com valor máximo de 304 MPa, ou seja, 88% da resistência do alumínio AA6061. O aumento no valor destas variáveis, tidas como parâmetros, possibilitou elevação gradual da resistência mecânica das junções até atingir seu valor máximo.

2. Os não pertencentes a máquina:

- a. Tipo de material a ser soldado: Diversos materiais podem ser unidos nos processos de soldagem por fricção. Os parâmetros utilizados no processo dependem das propriedades mecânicas e químicas dos materiais envolvidos no processo, o que necessita atenção especialmente o unir materiais dissimilares, que formam compostos intermetálicos na interface de soldagem, influenciando diretamente a resistência mecânica do produto final (ALVES, 2016).
- b. A configuração ou geometria da peça: Quando ocorre o contato inicial entre as superfícies dos materiais, a geração do calor na interface de ligação é de fundamental importância para que a microestrutura e a zona termicamente afetadas melhorem a resistência mecânica da junção formada (ALVES, 2016).
- c. A dimensão da peça: Segundo Alves (2016), as dimensões da peça, principalmente seu diâmetro influenciam nos parâmetros utilizados, especialmente nas pressões e tempos utilizados para que o aquecimento ocorra em toda a superfície na interface de soldagem.

A Figura 3.16 ilustra o processo básico de um modelo de soldagem por fricção.

Figura 3.16 – Sequência básica de soldagem por fricção rotativa.



A) Uma peça é rotacionada e a outra permanece estacionária; B) As peças fazem contato pela aplicação da pressão axial quando a rotação necessária é atingida; C) Atrito gerado na interface aquecendo as peças e causando encurtamento axial D) A rotação cessa e a pressão de forjamento é aplicada consolidando a junção.

Fonte: O'Brien e Guzman (2007).

Conforme observado na Figura 3.16 as etapas b) e c) ocorrem durante a fase de fricção, enquanto a etapa d) ocorre durante a fase de forjamento (O'BRIEN; GUZMAN, 2007).

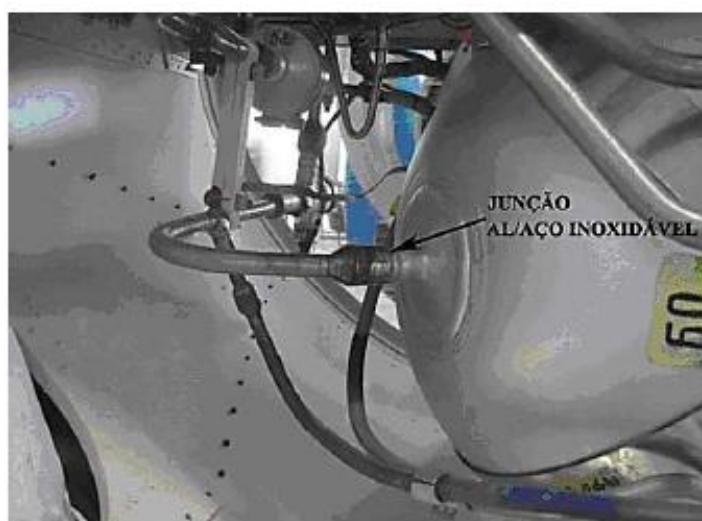
Entretanto, conforme observado em literatura, outros autores dividem em mais fases além das duas descritas no *Welding Handbook* por O'Brien e Guzman (2007) ou subdividem estas mesmas duas fases. Porém, neste trabalho é utilizada a definição conforme *American Welding Society (AWS)*.

3.4.5.3 Aplicações do processo de soldagem por fricção rotativa

Este processo de soldagem é um dos métodos mais utilizados para junções de materiais dissimilares para aplicações estruturais. Extremamente versátil, pode ser aplicado em diversas áreas como: aeronáutica, aeroespacial, nuclear, naval, automotiva, etc. (ALVES, 2016).

Alves (2016) descreve que as junções produzidas por este processo podem unir diferentes materiais, apresentam ótima qualidade, alta repetibilidade e diversas aplicações no setor aeroespacial, tanto na fabricação de componentes para satélites quanto para foguetes lançadores. A Figura 3.17 mostra uma junção dissimilar de fabricação russa utilizada no interior da Baia de Controle do veículo VLS (Veículo Lançador de Satélites), desenvolvido pelo DCTA-Comando da Aeronáutica, localizado em São José dos Campos - SP.

Figura 3.17 – Interior da Baia de Controle – VLS. Vista do reservatório esférico de hidrazina e junção entre a tubulação de aço inoxidável AISI 304 e a tubulação da liga AA 1050.



Fonte: Alves (2010).

Khan (2011) demonstra em seu trabalho um exemplo de uma junção dissimilar entre uma liga de alumínio e um aço em uma peça utilizada em um reator nuclear soldada pelo processo de fricção, conforme observado na Figura 3.18.

Figura 3.18 – Junção gerada para um reator nuclear entre liga de alumínio e aço pelo processo de soldagem por fricção.



Fonte: Khan (2011).

O'Brien e Guzman (2007) demonstram uma junção dissimilar entre uma liga de alumínio e um aço inoxidável para um rolete conforme Figura 3.19.

Figura 3.19 – Junção de um rolete entre liga de alumínio e aço inoxidável pelo processo de soldagem por fricção.



Fonte: O'Brien e Guzman (2007).

A Figura 3.20 demonstra os materiais dissimilares soldados pelo processo RFW.

Figura 3.20 – Materiais dissimilares soldados pelo processo RFW.

	Ligas de zircônio	Materiais de válvula (automóveis)	Vanádio	Urânio	Carbonetos de tungstênio cementado	Tungstênio	Ligas de titânio	Titânio	Tório	Tântalo	Aço de ferramenta	Aço inoxidável	Aço sintetizado	Aço - Maraging	Aço de fácil usinagem	Aço de carbono	Ligas de aço	Ligas de prata	Prata	Ligas de nióbio	Nióbio	Nimônico	Ligas de níquel	Níquel	Metais Monel	Malibdênio	Ligas de magnésio	Magnésio	Chumbo	Ferro sintetizado	Niquelina	Cobre	Cobalto	Cerâmica	Ferro fundido	Carbonetos cementados	Bronze	Latão	Ligas de alumínio	Alumínio					
Alumínio	■																																												
Ligas de alumínio	■																																												
Latão																																													
Bronze																																													
Carbonetos cementados																																													
Ferro fundido																																													
Cerâmica																																													
Cobalto																																													
Cobre	■																																												
Niquelina																																													
Ferro sintetizado																																													
Chumbo																																													
Magnésio																																													
Ligas de magnésio																																													
Malibdênio																																													
Metais Monel																																													
Ligas de alumínio																																													
Níquel				■																																									
Ligas de níquel				■																																									
Nióbio																																													
Ligas de nióbio																																													
Prata																																													
Ligas de prata																																													
Ligas de aço																																													
Aço de carbono																																													
Aço de fácil usinagem																																													
Aço-Marsging																																													
Aço sintetizado																																													
Aço inoxidável																																													
Aços de ferramenta																																													
Tântalo																																													
Tório																																													
Titânio																																													
Ligas de titânio																																													
Tungstênio																																													
Carbonetos de tungstênio cementados																																													
Urânio																																													
Vanádio																																													
Materiais de válvula (automóvel)																																													
Ligas de zircônio																																													

■ Ligação metalúrgica da mesma resistência, (em alguns casos, seria necessário um tratamento térmico após a soldadura a fim de proceder à soldagem da mesma resistência).
 ▣ Pode soldar-se à firção, mas podendo não produzir uma ligação da mesma resistência.
 □ É provavelmente soldável - não há no momento estudos sobre a soldabilidade.

Fonte: Faria e Bracarense (2003).

3.4.5.4 Processo de Soldagem por Fricção Rotativa Convencional (RFW)

Neste processo, uma das peças é fixa em um mandril / placa ou dispositivo de fixação ligado a um motor para gerar a rotação em uma velocidade predeterminada e constante, enquanto a outra peça é impedida de rotacionar (O'BRIEN; GUZMAN, 2007).

O processo de soldagem por fricção rotativa convencional ocorre em dois estágios, a fase de fricção (fase de aquecimento) e a fase de forjamento (ALVES, 2016).

Fase de Fricção (Fase de aquecimento):

Compreende a fase mais importante do processo, onde ocorre a transformação da energia mecânica em energia térmica (ALVES, 2016).

A peça sem rotação é movimentada axialmente em direção a peça rotacionada, pela aplicação da pressão de fricção (P1) para que ocorra o contato e consequente atrito, onde calor é gerado à medida que as superfícies são desgastadas, durante o tempo de fricção (t1) até que ocorra uma quantidade predefinida de deslocamento (O'BRIEN; GUZMAN, 2007).

Durante o contato entre as superfícies, o atrito ocorre em diversos pontos e o alto valor de pressão eleva o torque ao seu pico mais alto (ALVES, 2016).

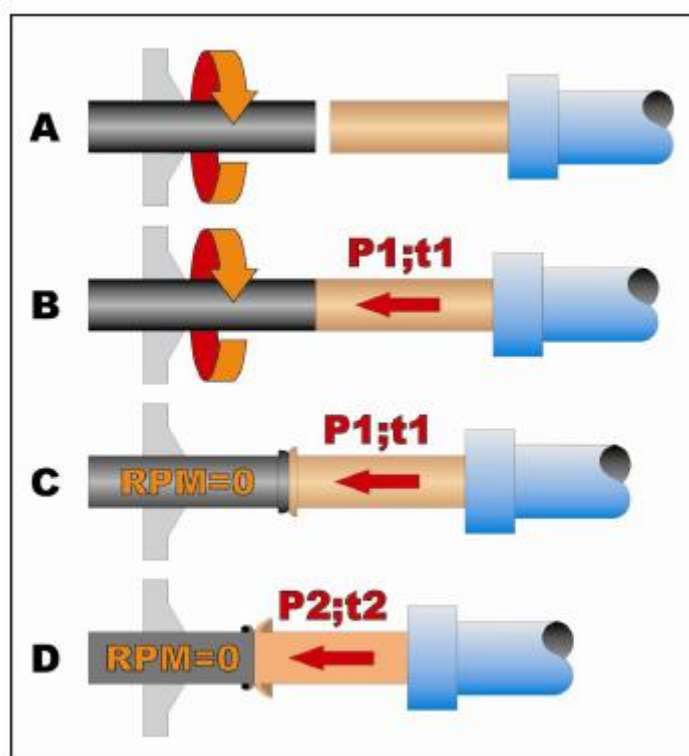
Com o término da aplicação da pressão de fricção (P1) durante o tempo (t1) é registrado o pico mais alto de temperatura, que começa a ser reduzido com a frenagem do equipamento e subsequente continuidade do processo (ALVES, 2016).

Fase de Forjamento:

Esta fase tem início logo após o término da fase de fricção (fase de aquecimento) (ALVES, 2016). Em seguida, ocorre frenamento instantâneo da rotação (RPM), aplicação de pressão de forjamento (P2) por um tempo determinado (t2) (O'BRIEN; GUZMAN, 2007). Normalmente os valores de pressão (P2) aplicados durante o processo são maiores do que da pressão (P1) e os tempos (t2)

inferiores aos tempos (t_1) utilizado na fase de aquecimento. A rebarba (*flash*) é gerada a partir do momento que ocorre aquecimento de todas as superfícies de contato e deslocamento de material que sofreu deformação plástica (ALVES, 2016). A Figura 3.21 demonstra as etapas do processo de soldagem por fricção convencional.

Figura 3.21 – Etapas da soldagem por fricção convencional.

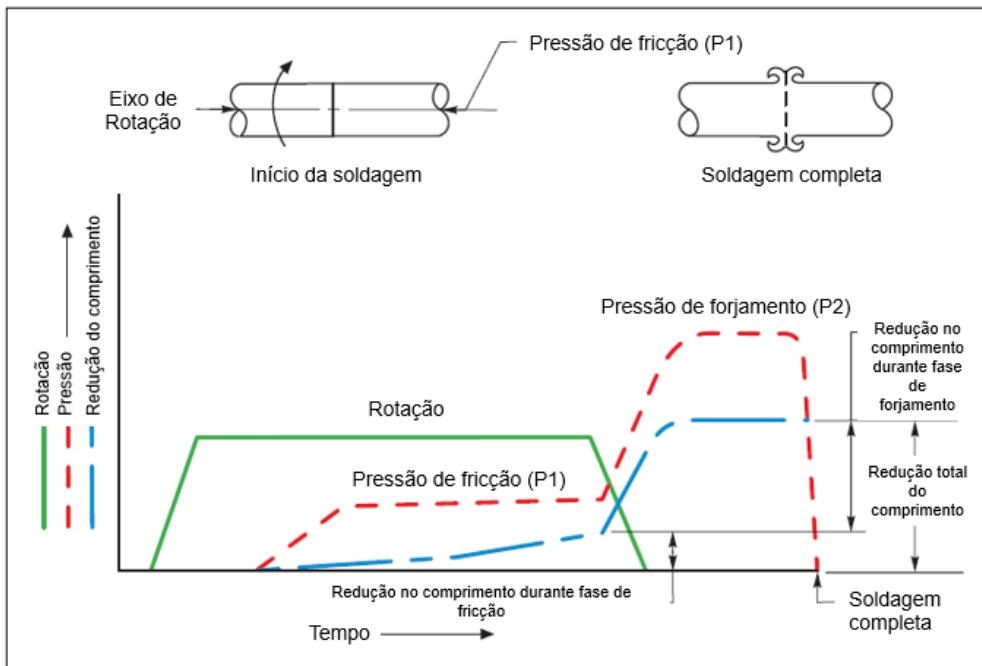


A) Período de aproximação; B) Aplicação de P_1 , t_1 ; C) Término de aplicação de P_1 , t_1 , e frenagem da máquina ($RPM = 0$); D) Aplicação de P_2 , t_2 e término da soldagem.

Fonte: Alves (2010).

A Figura 3.22 demonstra as características e a variação dos parâmetros da soldagem por fricção convencional ao longo do processo.

Figura 3.22 – Características e parâmetros da soldagem por fricção convencional.

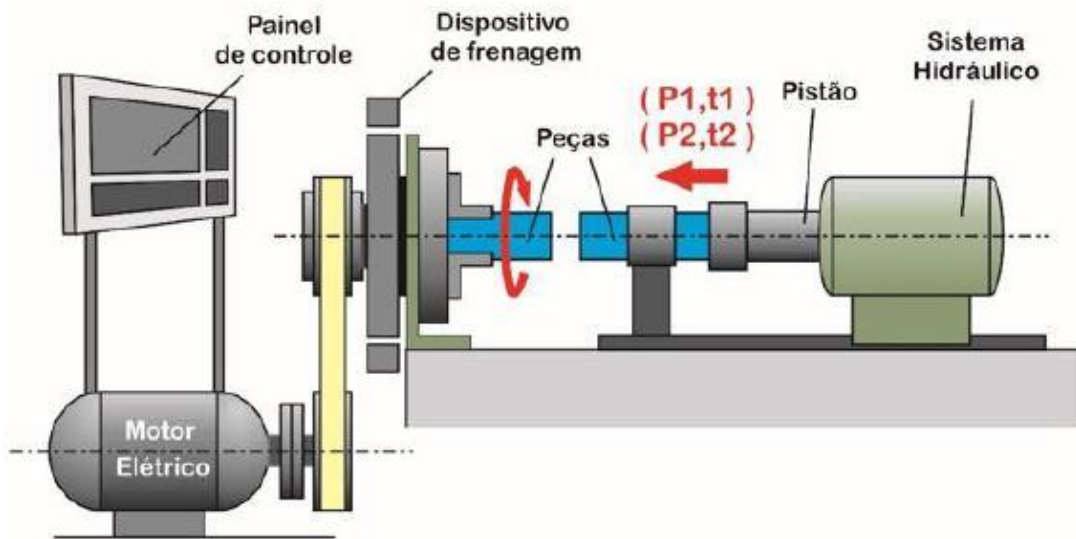


Fonte: Adaptado de O'Brien e Guzman (2007).

A estrutura do equipamento utilizado deve ser rígida o suficiente para proporcionar estabilidade ao sistema uma vez que são utilizadas altas rotações e pressões (ALVES, 2010).

A Figura 3.23 demonstra o equipamento de soldagem utilizado para soldar as peças pelo processo de fricção convencional.

Figura 3.23 – Equipamento de soldagem por fricção convencional.



Fonte: Alves (2010).

3.4.5.5 Vantagens e desvantagens dos processos de soldagem por fricção convencional

Como todo processo de união, a soldagem por fricção rotativa possui vantagens e desvantagens. Destacam-se como vantagens:

1. Não é necessário metal de adição para união de metais similares ou dissimilares (O'BRIEN; GUZMAN, 2007);
2. não é necessário a utilização de gases de proteção, sendo considerado um processo ecologicamente limpo devido mínima produção ou ausência de faíscas, vapores e fumaça (O'BRIEN; GUZMAN, 2007);
3. não há a necessidade de utilização de metais de adição (SAHOO; SAMANTARAY, 2007);
4. defeitos atribuídos a solidificação e porosidades não são preocupações neste processo (O'BRIEN; GUZMAN, 2007);
5. ZTA formada estreita (O'BRIEN; GUZMAN, 2007). Formação de estrutura de grãos finos (diferindo da estrutura fundida da soldagem por fusão)

- ocasionando distorção mínima na área soldada (SAHOO; SAMANTARAY, 2007);
6. pode-se unir metais similares ou dissimilares e mais combinações de materiais aplicados a engenharia (O'BRIEN; GUZMAN, 2007);
 7. a junção, na maioria dos casos, é tão resistente quanto o metal menos resistente utilizado no processo, produzindo juntas de alta eficiência (O'BRIEN; GUZMAN, 2007). O produto final possui excelente resistência a fadiga (SAHOO; SAMANTARAY, 2007);
 8. processo pode ser automatizado (O'BRIEN; GUZMAN, 2007);
 9. tempo de execução mínimo, se comparado com outros processos de soldagem (O'BRIEN; GUZMAN, 2007);
 10. baixo custo de soldagem por peça com grande qualidade final (SAHOO; SAMANTARAY, 2007);
 11. direta e eficiente conversão de energia mecânica em térmica na interface soldada (SAHOO; SAMANTARAY, 2007);
 12. o processo ocorre no estado sólido com temperatura abaixo da fusão dos materiais, preservando a microestrutura da maioria dos materiais envolvidos, dispensando o tratamento térmico após a soldagem (ALVES, 2010);
 13. soldas livres de defeitos como falta de fusão, respingos, trincas, porosidades, encontrados nas junções que foram submetidas a processos de soldagem por fusão (ALVES, 2010);
 14. reduz o custo na fabricação de peças forjadas ou fundidas que são complexas (KHAN, 2011).

Como desvantagens ou limitações processuais, destacam-se:

1. De forma geral, ao menos uma das peças deve possuir simetria em um dos eixos e ser capaz de rotacionar ao redor deste eixo (O'BRIEN; GUZMAN, 2007);
2. para que o atrito gere calor uniformemente, as peças devem estar alinhadas corretamente (O'BRIEN; GUZMAN, 2007). O alinhamento incorreto compromete a qualidade da junção final (ALVES, 2010);
3. o custo inicial dos equipamentos e ferramentais são altos (O'BRIEN; GUZMAN, 2007);
4. o processo não se aplica a materiais com baixo coeficiente de atrito: ferro fundido, bronzes, etc. (ALVES, 2010).

3.4.5.6 Soldagem por fricção inercial (*Inertial Friction Welding*)

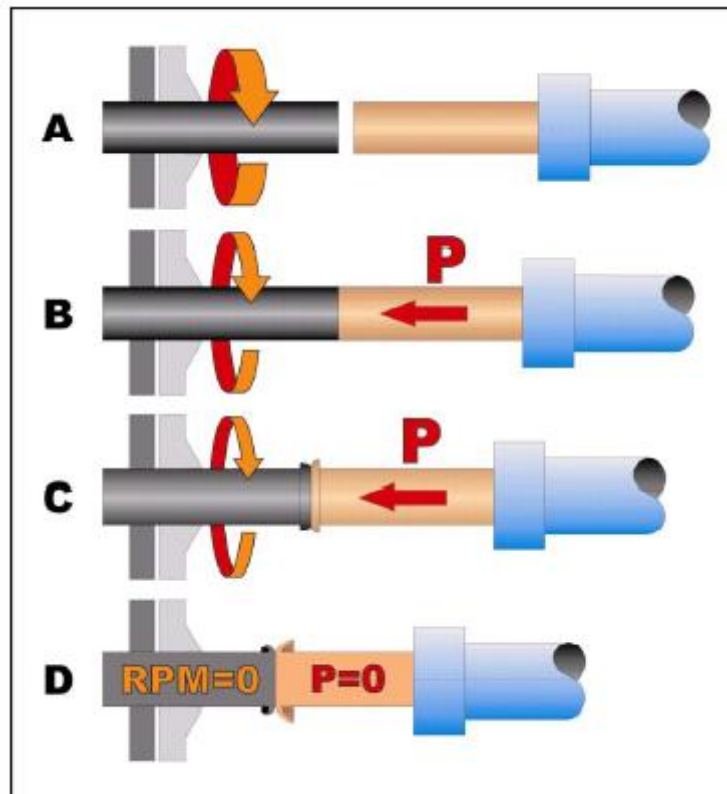
Neste processo, uma das peças é fixada em um mandril ou placa de fixação onde volantes de inércia são mecanicamente fixados e este conjunto é ligado a um motor para gerar a rotação em uma velocidade predeterminada (O'BRIEN; GUZMAN, 2007).

A parte rotativa é acelerada a uma determinada velocidade para armazenar energia cinética e ao atingir o valor determinado, ocorre o desengate do sistema de motores (O'BRIEN; GUZMAN, 2007). A peça estacionária é então movimentada pela aplicação de uma força axial para exercer uma pressão constante que causa o aquecimento das superfícies pelo atrito, até que a temperatura de forjamento seja atingida, sendo que esta pressão é mantida até que a junção esteja soldada (FARIA; BRACARENSE, 2003).

Segundo O'Brien e Guzman (2007), parte da energia cinética que foi acumulada é dissipada como calor com o avanço do ciclo de soldagem, outra parte é direcionada a base das peças, podendo chegar até o próprio ferramental e o restante é eliminado com a consequente formação do *flash*.

A Figura 3.24 demonstra as etapas do processo de soldagem por fricção inercial.

Figura 3.24 – Etapas da soldagem por fricção inercial.

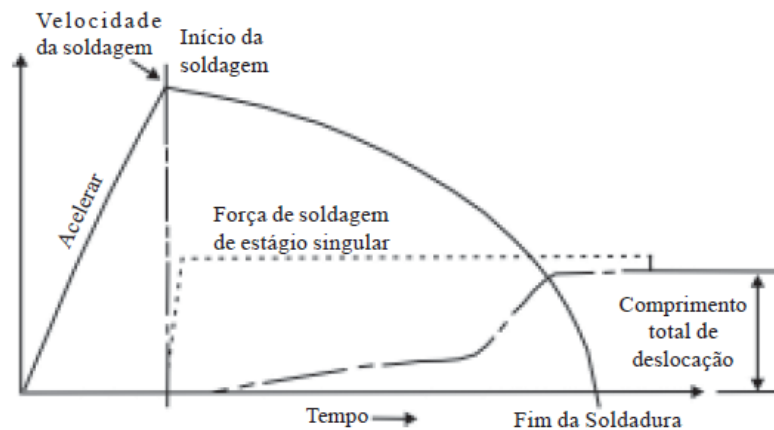


A) Período de aproximação; B) Desligamento da unidade motora e aplicação da pressão “P”; C) Redução da velocidade (RPM) através aplicação da pressão “P”; D) Término da soldagem (RPM=0, P=0).

Fonte: Alves (2010).

A Figura 3.25 demonstra a as características e a variação dos parâmetros da soldagem por fricção inercial ao longo do processo.

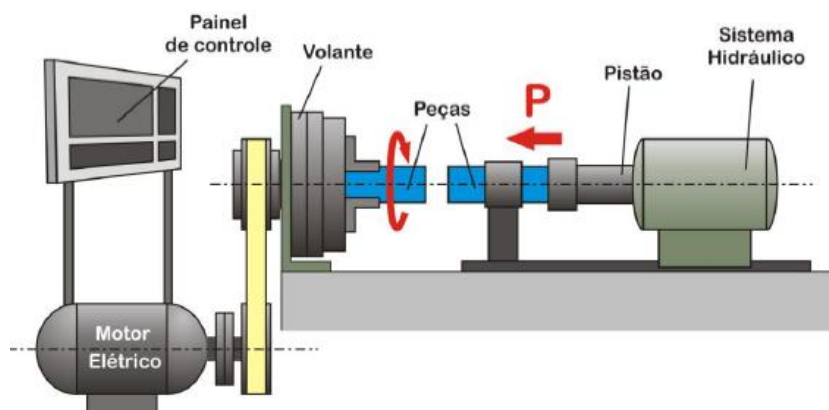
Figura 3.25 – Características e parâmetros da soldagem por fricção inercial.



Fonte: Faria e Bracarense (2003).

Neste processo a peça que sofre rotação é acelerada até velocidade determinada, onde ocorre o desacoplamento da parte rotativa, sendo a inércia mantida pelas massas fixas ao volante, quando a pressão é aplicada através da força compressiva até o fim da rotação, reduzindo o comprimento de uma das peças ao longo do tempo, completando a soldagem. A Figura 3.26 demonstra o equipamento de soldagem utilizado para soldar as peças pelo processo de fricção inercial.

Figura 3.26 – Equipamento de soldagem por fricção inercial.



Fonte: Alves (2010).

3.4.5.7 Diferenciação entre os processos de fricção rotativa convencional e fricção rotativa inercial

Os processos de soldagem por fricção rotativa convencional e soldagem por fricção inercial são diferenciados pelo método no qual a energia é fornecida, onde o primeiro se utiliza de energia contínua gerada por um motor enquanto o segundo utiliza-se de um volante de inércia. (O'BRIEN; GUZMAN, 2007).

No processo de soldagem por fricção rotativa convencional a velocidade rotacional utilizada é mais baixa e este processo possui maiores variáveis na fase de fricção e na fase de forjamento (ASM, 1993).

As peculiaridades dos equipamentos utilizados tornam necessário a utilização de diferentes parâmetros (ALVES, 2010).

Segundo Alves (2010), no processo convencional os parâmetros RPM, velocidade de deslocamento, P1, t1, P2 e t2 devem ser ajustados enquanto no processo inercial apenas o RPM, a pressão e a inércia do volante são controladas, tornando o processo convencional mais difícil de ser otimizado.

Segundo ASM (1993), ambos os processos produzem soldas com qualidade final igual desde que os parâmetros implementados sejam adequados.

A Tabela 3.1 demonstra a comparação entre as variáveis do processo.

Tabela 3.1 –Comparação entre as variáveis do processo.

Características	Inercial	Convencional
Variáveis do processo	Velocidade relativa	Velocidade relativa
	Pressão	Pressão (de fricção e forjamento)
	Inércia do volante	Duração do aquecimento (tempo de fricção e forjamento)
Tempo de Soldagem	Menor (10% do tempo do processo convencional)	Maior
Energia de Soldagem	Maior (23 - 174 W/mm ²)	Menor (12 - 47 W/mm ²)
Torque	Maior	Menor
Tamanho da zona termicamente afetada	Menor	Maior
Resistência da solda	Maior (linhas de fluxo espiraladas)	Menor (linhas de fluxo radiais)
Fixação das peças	Garras do mandril com eficiência elevada para resistir a torques elevados e evitar a rotação da peça	Garras do mandril normais
Equipamento	Deve ser robusto para resistir às elevadas cargas axiais e de torção	Pode ser projetado para operações portáteis

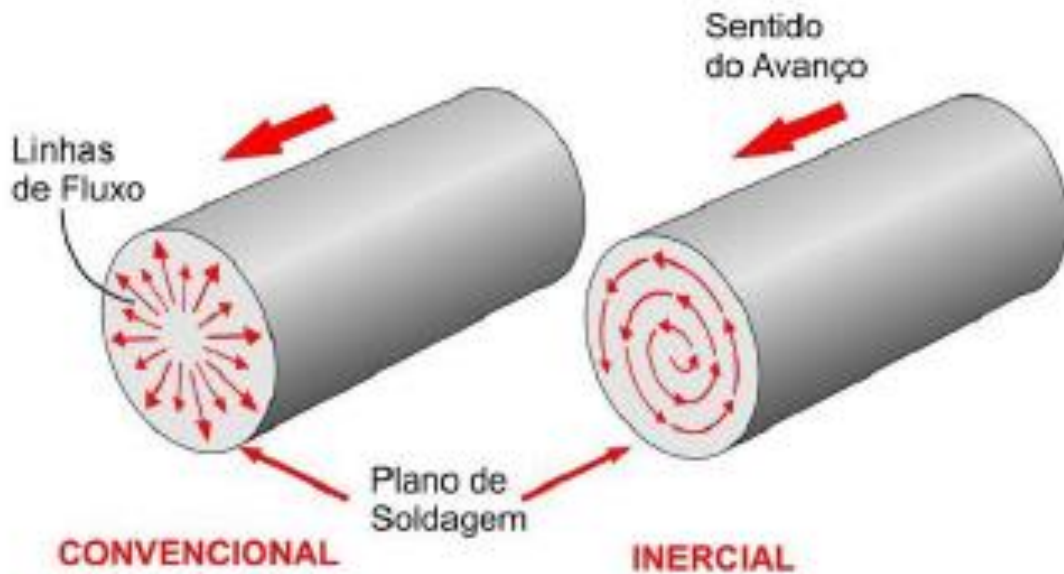
Fonte: Adaptado de Wainer, Brandi e Mello (1992).

Alves (2010), relata que a temperatura na interface em ambos processos atingem valores próximos, mesmo com parâmetros diferentes.

Wainer, Brandi e Mello (1992) descrevem que o processo de soldagem por fricção rotativa convencional é realizado em maior tempo e tem um aquecimento mais lento, enquanto que no processo inercial já existe um melhor controle da temperatura e o torque é maior.

Segundo Wainer, Brandi e Mello (1992), as linhas de fluxo formadas com o escoamento do material diferem-se no processo, sendo radiais no processo convencional e espiraladas no processo inercial, conforme observado na Figura 3.27.

Figura 3.27 – Linhas de fluxo de escoamento plástico nas duas variantes do processo.



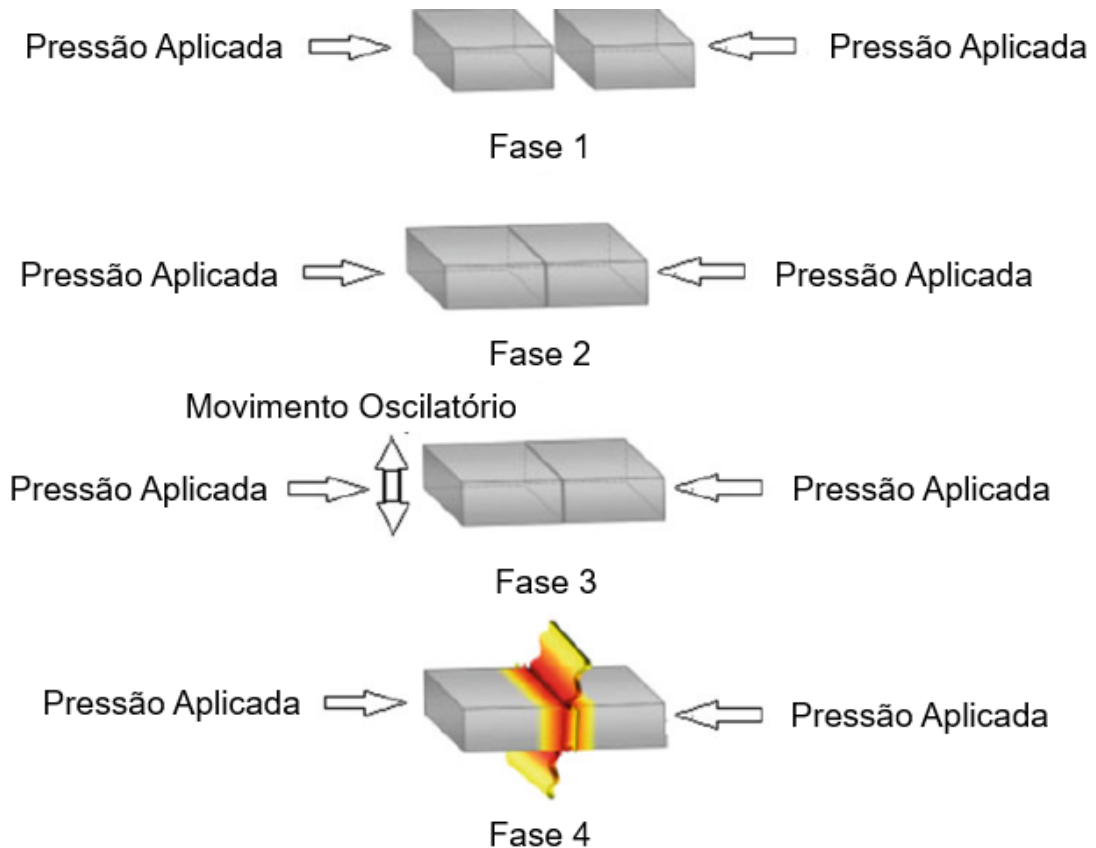
Fonte: Alves (2010).

3.4.6 Outras variações do processo de soldagem por fricção

3.4.6.1 Processo de Soldagem por fricção por movimento linear (LFW - *Linear Friction Welding*)

Processo de soldagem por fricção utilizado desde a década de 1980, onde as peças são movimentadas sob pressão de fricção uma contra a outra com um pequeno deslocamento linear no plano da junção (MAALEKIAN, 2007). O atrito gerado entre as peças sob forças compressivas gera calor, plastificando material das superfícies em contato, forçando-o para fora da interface (*flash*), reduzindo o comprimento das peças enquanto a junção é formada (AKINLABI; MAHAMOOD, 2020). A Figura 3.28 demonstra o processo de soldagem por fricção linear.

Figura 3.28 – Processo de soldagem por fricção linear.



Fonte: Adaptado de Akinlabi e Mahamood (2020).

3.4.6.2 Soldagem por Fricção Orbital (FOW - *Friction Orbital Welding*)

Processo de soldagem por fricção adequado para ser utilizado em peças de seção não circular, sendo este uma combinação da fricção linear rotacional, onde as peças giram em torno dos seus eixos longitudinais no mesmo sentido e com velocidade constante, com pressão aplicada, que ao ser cessado tem as peças rapidamente realinhadas para formação da junção, produzindo soldas de boa qualidade em grande parte atribuídas a velocidade constante e na interface de fricção (MAALEKIAN, 2007). A Figura 3.29 demonstra o processo de soldagem orbital.

Figura 3.29 – Processo de soldagem por fricção orbital.



Fonte: Adaptado de Mattei (2011).

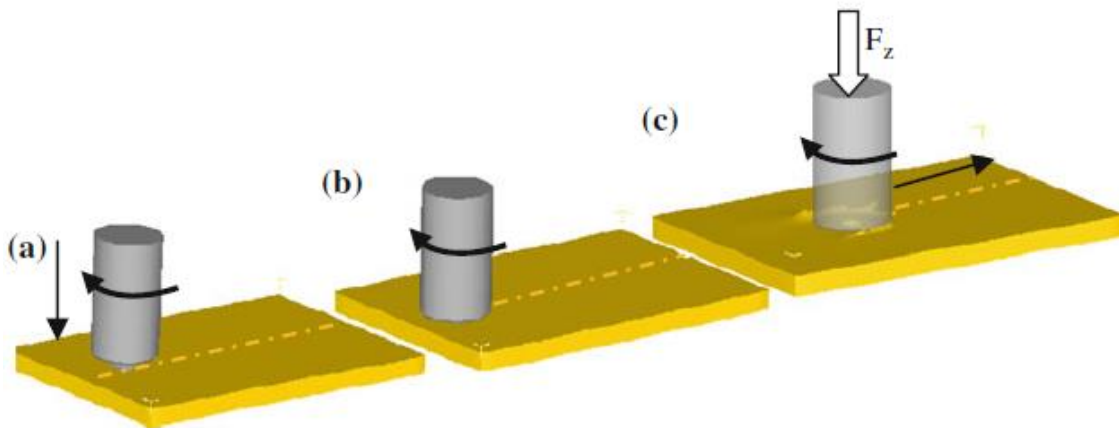
3.4.6.3 Soldagem por fricção e mistura mecânica (*Friction Stir Welding*)

Processo de soldagem desenvolvido na década de 1990 pelo *The Welding Institute* (TWI), no Reino Unido, para união de metais leves (AKINLABI; MAHAMOOD, 2020). Uma ferramenta rotativa contendo um pino e um ombro é mergulhada nos materiais das peças a serem soldadas sendo deslocada ao longo das faces onde a junção será criada (AKINLABI; MAHAMOOD, 2020). Este processo é subdividido em três etapas (DAVIM, 2015):

1. O pino não consumível sob rotação é mergulhado na peça para início da geração do calor pela fricção e consequente deformação plástica através da mistura dos materiais, sendo que este calor gerado na face do ombro, que também contribui para o amolecimento das peças;
2. A ferramenta é mantida em velocidade constante para aumento da temperatura até um valor desejado, aumentando a viscosidade dos materiais a serem unidos;
3. A ferramenta permanece sob rotação percorrendo a peça, misturando os materiais sob a influência de uma força compressiva axial.

A Figura 3.30 demonstra o processo FSW.

Figura 3.30 – Processo de soldagem por fricção FSW.

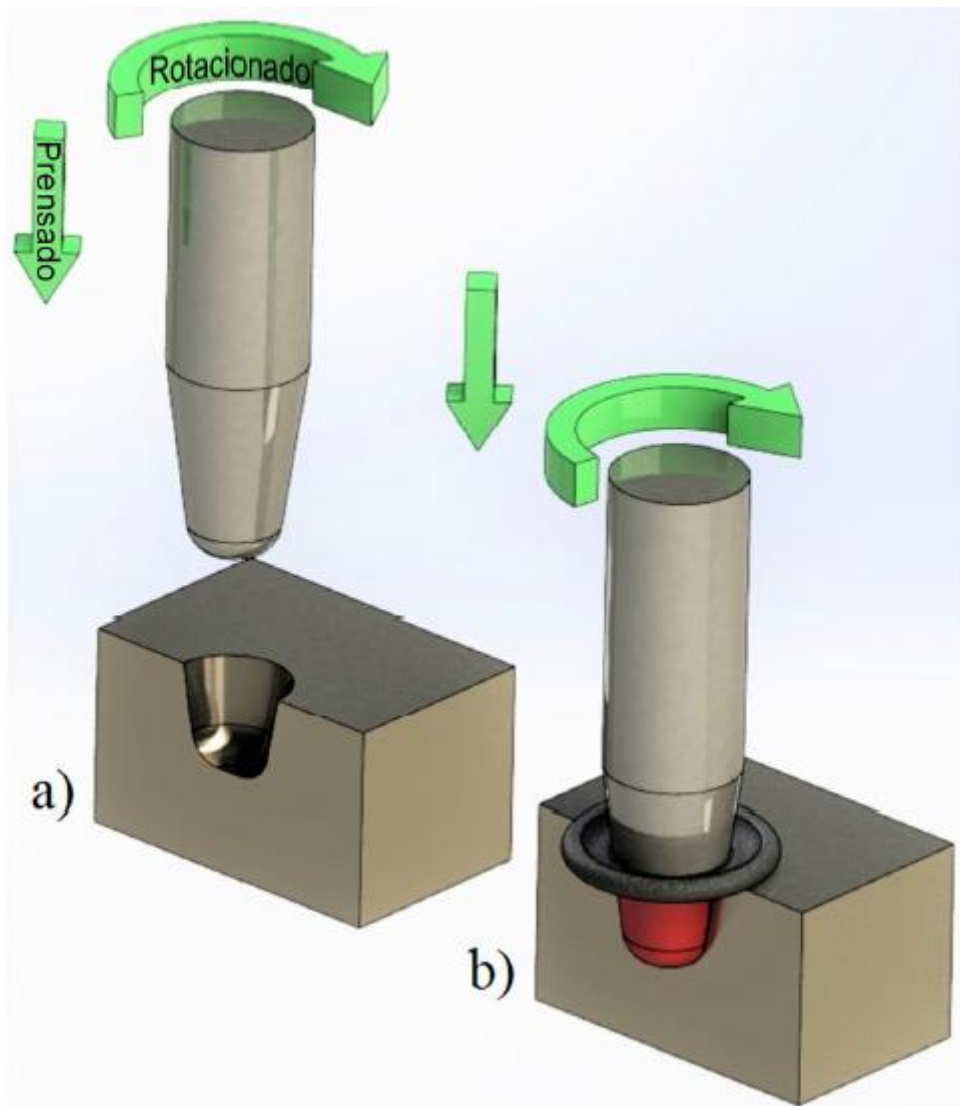


Fonte: Davim (2015).

3.4.6.4 Soldagem por fricção com pino consumível (*Friction Hydro Pilar Processing*)

Processo de soldagem que consiste em duas diferentes etapas: na primeira ocorre a furação das peças e na segunda o enchimento com o pino consumível ou material de enchimento (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009). A Figura 3.31 ilustra o processo.

Figura 3.31 – Processo de soldagem por fricção com pino consumível.



a) Pino consumível rotacionado e prensado coaxialmente contra um furo pré-fabricado (usinado); b) Mistura entre os materiais.

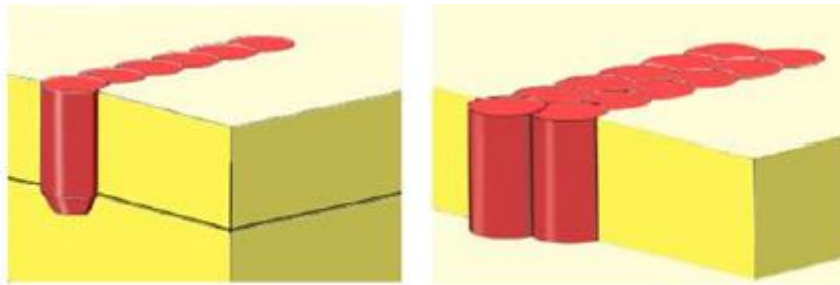
Fonte: Martinazzi et al. (2018).

3.4.6.5 Soldagem de fricção por costura (*Friction Stitch Welding*)

Processo de soldagem que é uma variação do processo de soldagem por fricção com pino consumível, utilizado por exemplo, para união de peças ou para reparo de trincas, onde uma série de soldas sobrepostas são realizadas

sequencialmente (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2009). A Figura 3.32 ilustra o processo.

Figura 3.32 – Processo de soldagem de fricção por costura com passes simples e múltiplos.



Fonte: Mattei (2011).

3.5 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Boumerzoug, Raouache e Delaunois (2011) definem a zona termicamente afetada (ZTA) como a região fora da junta soldada, afetada termicamente pelo procedimento de soldagem, tendo suas propriedades e microestrutura afetadas pelo ciclo térmico. Śloderbach e Pająk (2015) e Meseguer-Valdenebro et al. (2016) relatam que a ZTA e sua extensão estão relacionadas diretamente as propriedades mecânicas da junção.

A ZTA referente aos processos de soldagem por fusão apresenta diferentes características daquelas encontradas nas junções unidas por processos de soldagem no estado sólido.

Na soldagem por fusão a ZTA e regiões próximas são bem definidas e visíveis quando se utiliza um método de caracterização por microscopia óptica ou eletrônica.

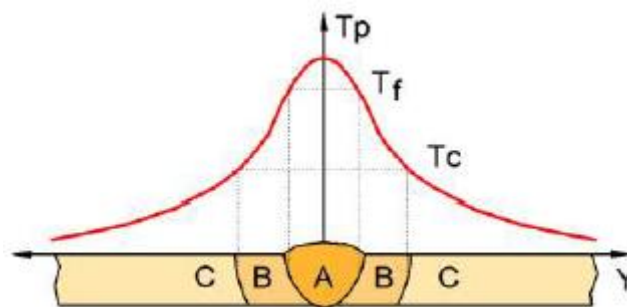
Já na soldagem que ocorre no estado sólido, principalmente no caso de junções altamente dissimilares como no caso da soldagem das ligas de alumínio e aço inoxidável, não é possível visualizar a ZTA com precisão, mesmo utilizando métodos que envolvam microscopia eletrônica. Alguns autores consideram que existe além da ZTA a chamada ZTMA (Zona Termodinamicamente Afetada),

uma outra região próxima da ZTA. Para a realização deste trabalho estamos considerando apenas a ZTA.

3.5.1 ZTA em processos de soldagem por fusão

Nos processos de soldagem por fusão, a temperatura de pico (T_p) nos pontos próximos a junção variam de acordo com a distância da solda (RODRIGUES, 2011). Alterações microestruturais ocorrem no material soldado ao longo de sua seção transversal, formando três regiões nos processos de soldagem por fusão, conforme observado na Figura 3.33 (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2012).

Figura 3.33 – Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com as temperaturas de pico.



Fonte: Modenesi, Marques e Santos (2012).

Segundo Castro (2011), a curva demonstrada na Figura 3.33 é denominada repartição térmica. Modenesi, Marques e Santos (2012) descrevem as regiões formadas como:

- A) Zona Fundida (ZF): nesta região o metal é fundido e solidificado em seguida durante o processo de soldagem e a temperatura de pico (T_p) é superior a temperatura de fusão (T_f);
- B) Zona Termicamente Afetada (ZTA): nesta região, não ocorre fusão do material, entretanto, a microestrutura e propriedades do material são alteradas pelo ciclo térmico da soldagem, e ainda, a temperatura de pico (T_p) é superior a temperatura crítica (T_c), sendo esta última diferente para cada metal;

C) Metal base (MB): nesta região da peça mais distante da solda não ocorrem alterações causadas pelo ciclo térmico e a temperatura de pico (T_p) é inferior a temperatura crítica (T_c).

3.5.2 ZTA em processos de soldagem no estado sólido

De acordo com Modenesi, Marques e Santos (2012), em processos realizados sem a formação de fases líquidas ou sem existência de zona fundida, a formação da ZTA é caracterizada por alterações menores que as existentes nos processos de soldagem por fusão, devido as temperaturas de pico (T_p) serem menores nos processos no estado sólido e, devido a deformação como influência na formação de uma microestrutura da junção, além da ZTA, pode ocorrer a formação de uma zona termomecanicamente afetada (ZTMA).

Na ZTMA, as temperaturas são maiores que as presentes na ZTA, mas inferiores a fusão dos materiais, apresentando dureza superior à da ZTA devido a maior densidade da região e da deformação plástica gerada no processo (NOGUEIRA, 2019).

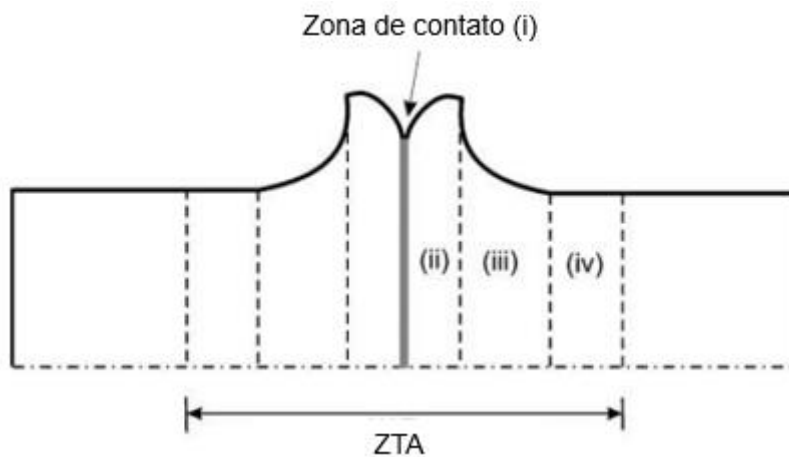
Segundo Maalekian (2007), a Zona Termicamente Afetada (ZTA) gerada pelo processo de soldagem por fricção rotativa pode ser dividida em diferentes zonas:

- i) Zona de contato (zona de deformação plástica severa): local onde o atrito intenso resulta em deformações plásticas severas resultando transferência de materiais entre as superfícies soldadas. Nesta zona, o grão apresenta estrutura muito fina devido a grande deformação e recristalização;
- ii) Zona totalmente plastificada (zona de recristalização dinâmica): zona onde os materiais sofrem grande deformação plástica, porém não há transferência de materiais nesta região durante o processo. Ainda, esta zona apresenta densidade aumentada pela alta temperatura, sofrendo o efeito da recristalização dinâmica, com grãos equiaxiais.

- iii) Zona parcialmente deformada: zona onde a deformação plástica e temperatura são menores que na zona totalmente plastificada, com microestrutura mais grosseira.
- iv) Zona sem deformação: Nesta zona, o material pode sofrer transformação de fase caso a temperatura atinja um alto valor, mas não há deformação plástica. Nesta região, o crescimento do grão (aumento da espessura) pode acontecer.

A Figura 3.34 demonstra as diferentes zonas formadas no processo de fricção rotativa.

Figura 3.34 – Esquemático de diferentes regiões em ZTA em materiais soldados por fricção.



Fonte: Adaptado de Maalekian (2007).

Segundo Işık e Özes (2016), a otimização dos parâmetros empregados no processo de soldagem no estado sólido deve ser realizada de forma a minimizar os efeitos negativos gerados pela ZTA, mantendo o mínimo de energia térmica possível, com alta rotação e baixo tempo de atrito e pressão de atrito, tornando a ZTA mais estreita.

3.6 Mecanismos de ligação

A soldagem por fricção é um processo no estado sólido e apresenta como principal mecanismo de ligação a difusão atômica (MALDONADO-ZEPEDA, 2001), processo no qual átomos de um elemento químico, pertencentes a um determinado material, são transportados em direção ao outro material contidos em um sistema sob regime transiente, ocorrendo contato entre ambos, ou por proximidade, em casos específicos, por determinado período de tempo.

Maalekian (2007) relata que a difusão e a mistura mecânica são os mecanismos que contribuem para a soldagem por fricção. Segundo Callister (2007), a interdifusão é definida como a difusão de átomos de um metal em outro metal.

Adolf Fick foi o primeiro homem a propor uma relação fenomenológica para a difusão (PAUL et. al, 2014).

Em um sistema onde a concentração muda de acordo com deslocamento atômico, o fluxo molar devido à difusão é proporcional ao gradiente de concentração dado pela primeira lei de Fick (THAPA, 2021).

A primeira lei de Fick se refere ao fluxo difusional sem variação com o tempo, sob um regime estacionário, sendo utilizada para calcular a quantidade de átomos que se difunde através de uma área por unidade de tempo (CALLISTER, 2007). A Equação 3.1 demonstra a primeira lei de Fick para difusão em estado estacionário.

$$J = -D \frac{dC}{dx} \quad (3.1)$$

Onde:

J = Fluxo de difusão (número de mols de partículas por unidade de área por unidade de tempo);

D = coeficiente de difusão (constante);

C = concentração de partículas;

x = deslocamento (parâmetro de posição).

O sinal negativo é devido ao fato de que a difusão ocorre de forma oposta ao gradiente de concentração crescente (PAUL et. al, 2014).

De forma prática, na maioria das situações a difusão ocorre dentro de um regime não estacionário, onde um fluxo de difusão e o gradiente de concentração em um ponto específico no interior de um sólido é variável ao longo do tempo. Desta forma, se utiliza da segunda lei de Fick. (JORNAL A MATÉRIA, 2022). A Equação 3.2 demonstra a segunda lei de Fick para difusão em estado não-estacionário.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (3.2)$$

Onde:

$\partial C/\partial t$ = taxa de variação da concentração;

D = coeficiente de difusão (constante);

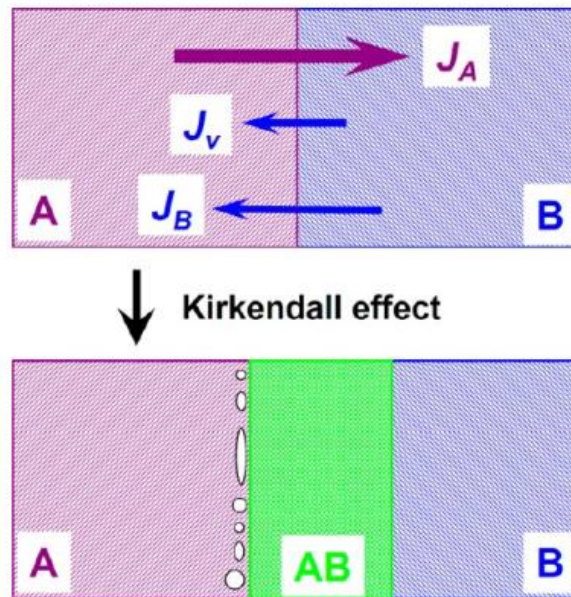
$\partial/\partial x (D \partial C/\partial x)$ = área da concentração;

A difusão atômica é dependente tanto da espécie em difusão quanto da temperatura e o coeficiente de difusão varia exponencialmente conforme a temperatura, possuindo grande influência sobre as taxas de difusão (JORNAL A MATÉRIA, 2022).

Em metalurgia, o processo que descreve a difusão atômica simultânea entre dois materiais em contato é chamado de efeito Kirkendall. Em 1942, Kirkendall sugeriu que dois diferentes materiais possuem taxas de difusão diferentes e que o fluxo de matéria é desigual para cada um dos materiais (WANG, 2013).

A Figura 3.35 demonstra dois materiais sob o efeito Kirkendall (materiais dissimilares A e B) com seus fluxos J_A e J_B , e o fluxo sobre a região “vazia” J_V , ou seja, na zona de mistura.

Figura 3.35 - Difusão e fluxo atômico entre materiais dissimilares.



Fonte: Wang (2013).

Como demonstrado na Figura 3.35, o metal A tem um maior fluxo de difusão comparado ao metal B.

Diversas hipóteses são traçadas de forma a explicar como as ligações interatômicas são formadas no estado sólido, segundo descrito por Kazakov (1985):

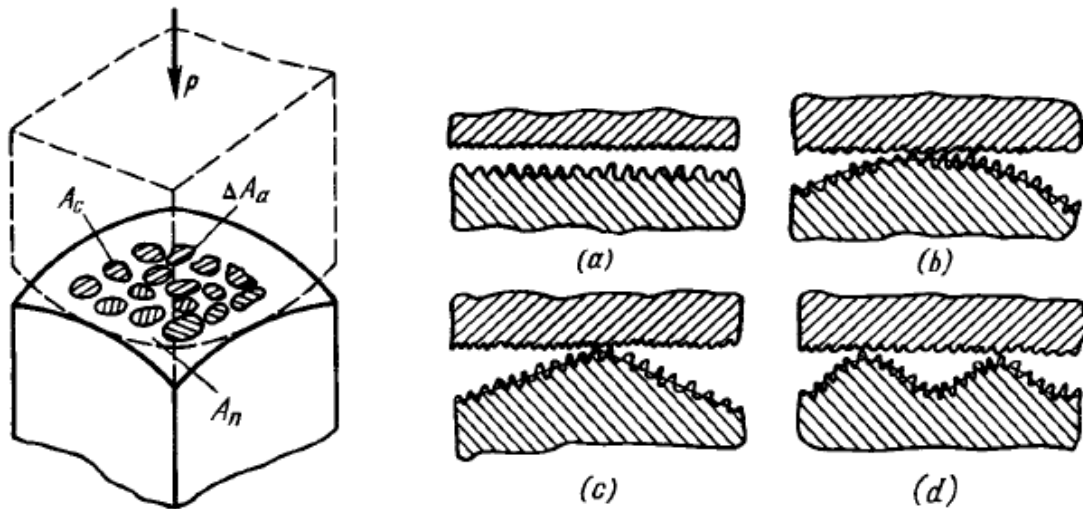
- A hipótese dos filmes relata que todos metais ou ligas metálicas têm propriedades de união iguais sob o regime de forças interatômicas. A diferença na soldabilidade ocorre pela presença de filmes superficiais, onde filmes de óxidos que causam problemas na união dos materiais podem ser duros, frágeis, viscosos ou plásticos. Assim, ao serem unidos por deformação plástica a frio, os filmes duros e frágeis são quebrados, expondo o metal original (já sem óxido), que dentro das devidas forças interatômicas formam uma ligação forte;
- A hipótese da recristalização foca no efeito da recristalização como o principal fator para ligação. A deformação com a exposição a altas temperaturas na interface, causa a movimentação dos átomos nas redes

dos materiais, gerando grãos comuns em ambas peças formando a ligação. Por se tratar de uma hipótese, as provas não são totalmente convincentes. Estudos com difratometria por raios-x, entretanto, não demonstram que esta recristalização aconteça no alumínio soldado no estado sólido, porém, nos compostos de metais e outros elementos, um forte vínculo é produzido na interface;

- A hipótese do deslocamento refere-se à deformação plástica da junta causando os deslocamentos superficiais, quebrando os filmes de óxidos presentes, produzindo diversas etapas com distância interatômica elevada. Um dos conceitos é que os deslocamentos superficiais causam redução da resistência a deformação plástica na interface soldada, facilitando a união dos materiais. Outro conceito credits aos deslocamentos o maior número de pontos altos e baixos na superfície, promovendo maior deformação plástica na região de contato do que no restante do corpo metálico. Dessa forma, a adesão é resultado do fluxo plástico metálico dentro da zona de contato. Os que propõem esta teoria relatam que pode ocorrer com acompanhamento da difusão, mas não há um consenso sobre como ocorre a adesão.
- A hipótese da difusão refere-se a ligação pela interdifusão atômica. Átomos da superfície dos materiais metálicos tem ligações livres, com espaços vazios nos quais capturam átomos que se movem no alcance das forças interatômicas. A energia excedente encontrada nos átomos livres, comparados com os não livres, é muito maior e a ligação atômica é acompanhada desta liberação de energia.

A Figura 3.36 demonstra de forma detalhada como ocorre o contato superficial entre metais sob regime de pressão e como as asperezas e irregularidades superficiais entram em contato através de uma pequena área para diferentes tipos de irregularidades superficiais nos detalhes de (a) até (d).

Figura 3.36 - Contato entre superfícies de materiais com rugosidade microscópica.



Fonte: Kazakov (1985).

A estrutura cristalina dos materiais sólidos restringe a migração dos átomos, o que permite a classificação dos mecanismos de acordo com os deslocamentos atômicos específicos (REED-HILL, 1982).

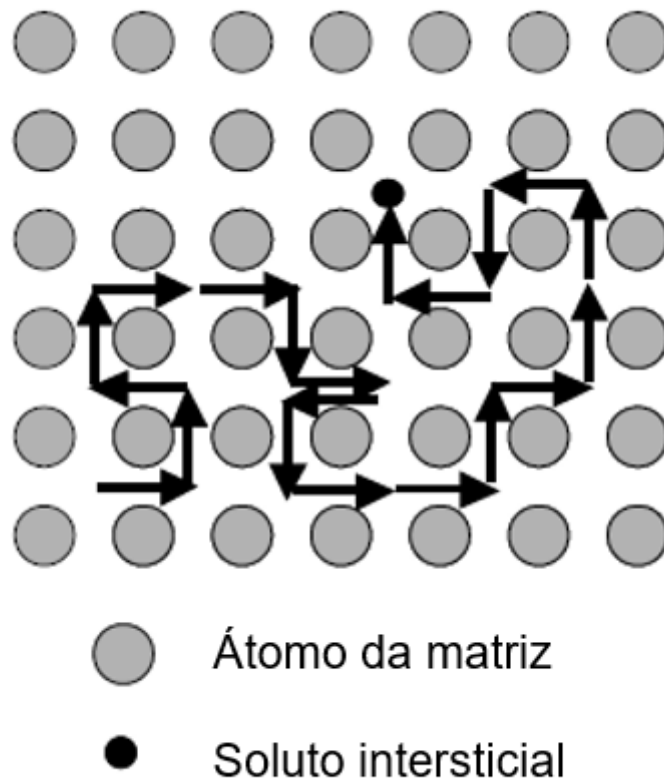
Os mecanismos de difusão podem ser divididos em dois grupos (REED-HILL, 1982):

1. Átomos que se movimentam de forma isolada como nos mecanismos de difusão por vacâncias e a difusão pelos métodos intersticiais;
2. Átomos que se movimentam de forma cooperativa ou coletiva como nos mecanismos de difusão coletivos e por intersticialidade.

No mecanismo intersticial, conforme observado na Figura 3.37, átomos do soluto são consideravelmente menores que os átomos do solvente, assim ocupando os interstícios da rede hospedeira, resultando em uma solução sólida intersticial (MEHRER, 2007). Isso ocorre quando um átomo se muda de um sítio intersticial da rede para sítios intersticiais na sua proximidade, sem causar deformações de

forma permanente a rede. Comumente ocorre em ligas de Carbono (C) em α e γ em Ferro (γ -Fe) (BREGOLIN, 2008).

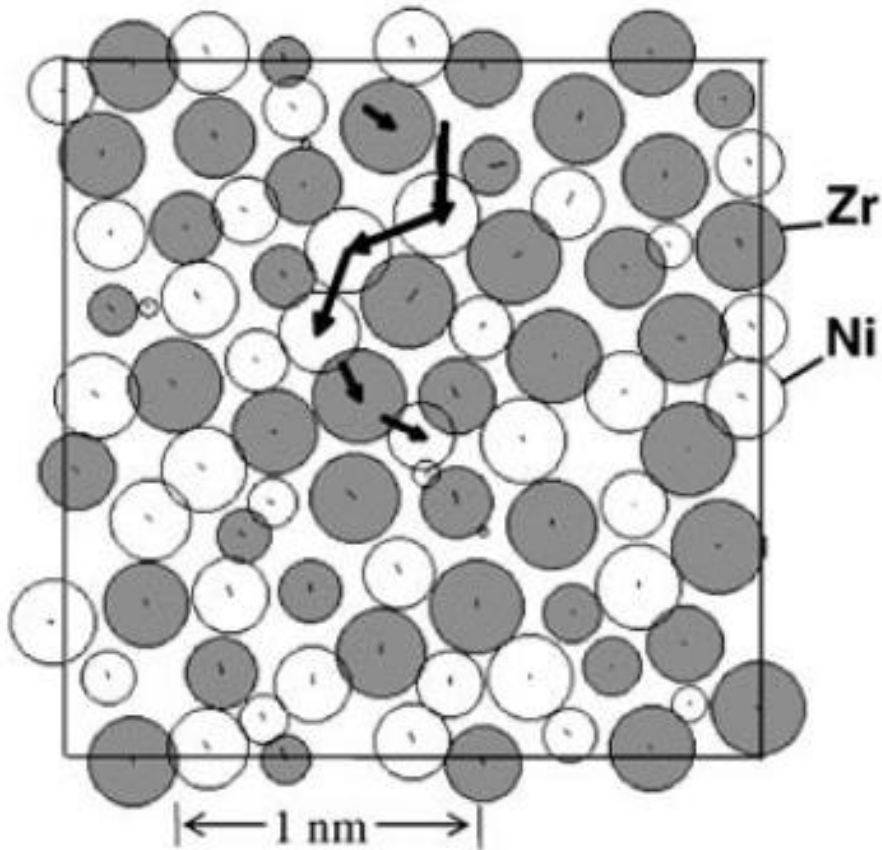
Figura 3.37 - Mecanismo intersticial.



Fonte: Adaptado de Mehrer (2007).

No mecanismo coletivo, conforme observado na Figura 3.38, os átomos do soluto possuem tamanho similar aos do solvente e formam soluções sólidas de substituição e, nos metais, ocorre uma troca direta dos átomos da vizinhança atômica, com movimentação de ambos simultaneamente (MEHRER, 2007).

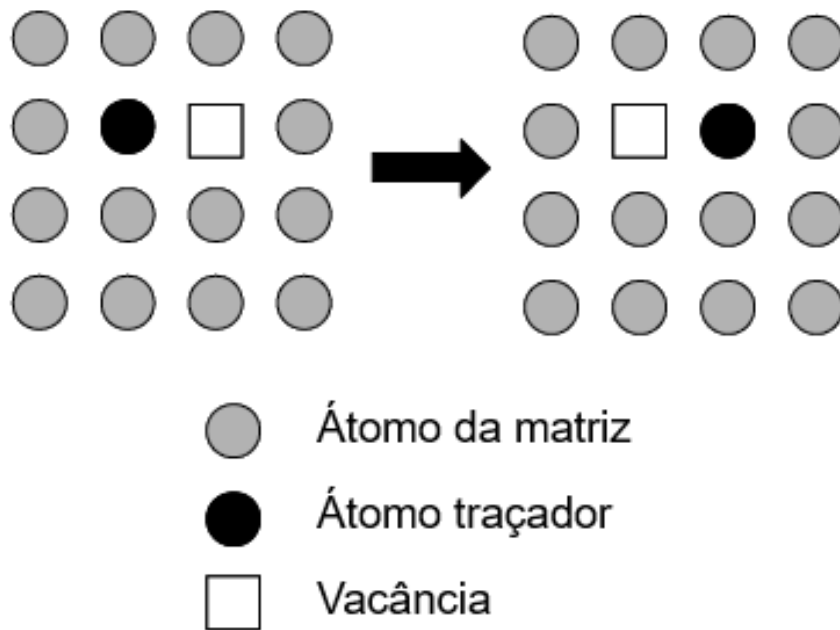
Figura 3.38 - Mecanismo coletivo.



Fonte: Mehrer (2007).

No mecanismo de vacância, conforme observado na Figura 3.39 um átomo difunde-se quando se move para um “espaço” vazio na rede atômica, sendo este o mecanismo dominante nas difusões ocorridas nos metais (MEHRER, 2007). Concentrações significantes de defeitos de vacância são presentes em metais conforme o aumento do gradiente de temperatura (CALLISTER, 2007). O efeito Kirkendall comprova o mecanismo de difusão por vacância ou lacunas (REED-HILL, 1982).

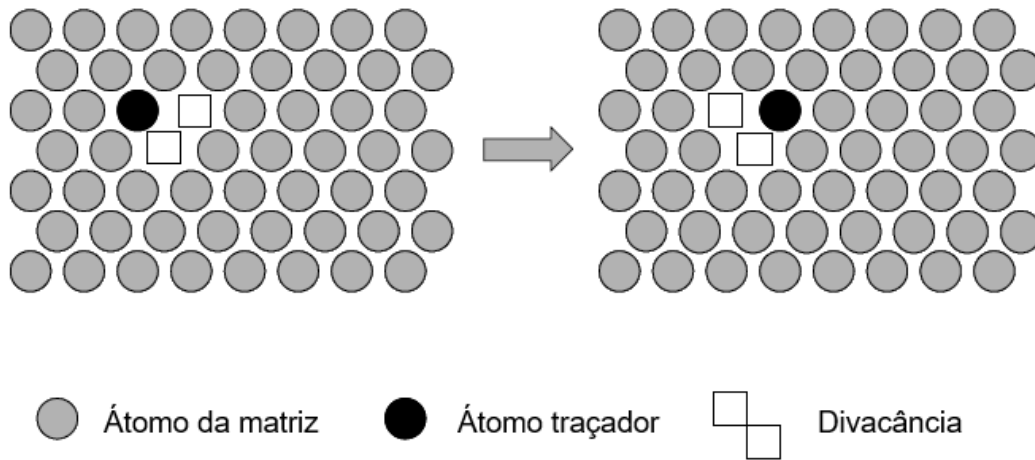
Figura 3.39 - Mecanismo de vacância.



Fonte: Adaptado de Mehrer (2007).

No mecanismo de divacância, conforme observado na Figura 3.40, sob a existência de energias de ligação, podem ocorrer o surgimento de aglomerados de vacâncias, sendo mais comuns com o aumento da temperatura no processo, sendo este, o mecanismo dominante em temperaturas ao redor de $2/3$ da temperatura de fusão dos materiais envolvidos no processo (MEHRER, 2007).

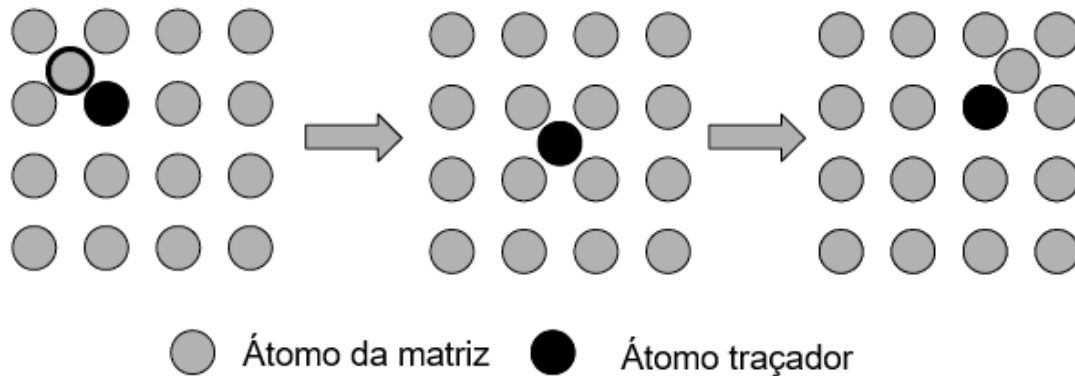
Figura 3.40 - Mecanismo de divacância.



Fonte: Adaptado de Mehrer (2007).

No mecanismo da intersticialidade, conforme observado na Figura 3.41 onde átomos do soluto e do solvente tem tamanhos muito próximos (ainda que átomos do soluto são menores que átomos da rede cristalina), se movimentando simultaneamente, e assim, um átomo do soluto ocupa a localidade de um átomo do solvente, que ocupa o lugar de um átomo vizinho de forma sequencial (MEHRER, 2007). Este mecanismo é encontrado na interdifusão de impurezas como hidrogênio, carbono, nitrogênio e oxigênio que são átomos pequenos o suficiente para se movimentar nas posições intersticiais. Nos metais, o processo de intersticialidade da movimentação atômica ocorre mais rápido que o da vacância, por exemplo, devido ao tamanho dos átomos (CALLISTER, 2007).

Figura 3.41 - Mecanismo de intersticialidade.

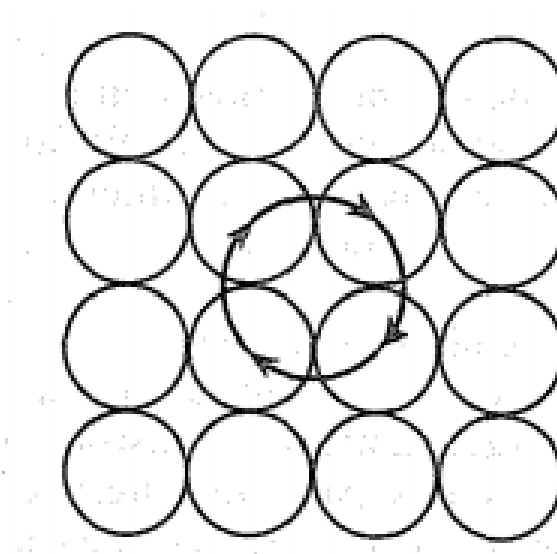


Fonte: Adaptado de Mehrer (2007).

Em adição, outro mecanismo de difusão possível é o do anel de Zener. Para esta condição, estima-se que vibrações térmicas sejam um aporte de energia suficiente para que átomos se movam de forma circular com um salto que ocorre de forma sincronizada, simultaneamente cada átomo movimenta-se ao redor do centro da unidade formada entre quatro átomos da rede.

A Figura 3.42 exemplifica o mecanismo do anel de Zener na difusão (REED-HILL, 1982).

Figura 3.42 - Mecanismo do anel de Zener.



Fonte: Reed-Hill (1982).

Alguns fatores são de fundamental importância para serem observados: potenciais químicos, as condições de nucleação durante o processo da difusão atômica e a mobilidade dos elementos que constituem os materiais em atrito, e assim, a compreensão da mobilidade dos elementos permite o entendimento das causas da fragilização de juntas soldadas (SPRINGER et. al, 2011).

3.7 Materiais das junções dissimilares

3.7.1 Alumínio

O alumínio é um metal estrutural leve com densidade $2,7 \text{ g/cm}^3$ (aproximadamente 35% do peso do aço e 30% do peso do cobre) resistente à corrosão devido a sua camadas de óxido protetoras, podendo ser reforçado com adição de elementos de liga, com baixo ponto de fusão de 660°C (baixo comparado ao aço de $\sim 1570^\circ\text{C}$), com boa condutividade térmica (4,5 vezes maior que o aço), com boa refletividade como característica estética sendo por vezes utilizado como elemento de barreira a luz, água e ação da umidade e oxigênio, não sendo um metal magnético e infinitamente reciclável (ABAL, 2020 b).

A Tabela 3.2 demonstra os valores específicos do alumínio comparados ao aço e ao cobre.

Tabela 3.2 – Propriedades físicas do alumínio, aço e cobre.

Propriedades físicas	Alumínio	Aço	Cobre
Densidade (g/cm^3)	2,7	7,86	8,96
Temperatura de fusão ($^\circ\text{C}$)	660	1500	1083
Módulo de elasticidade (MPa)	70000	205000	110000
Coefficiente de dilatação térmica (L°C)	$23,0 \times 10^{-6}$	$11,7 \times 10^{-6}$	$16,5 \times 10^{-6}$
Condutibilidade térmica a 25°C ($\text{Cal/cm}^\circ\text{C}$)	0,53	0,12	0,94
Condutibilidade elétrica (%IACS)	61	14,5	100

Fonte: ABAL (2020b).

As propriedades e séries existentes das ligas de alumínio variam conforme a adição de elementos de liga. No Brasil, a norma ABNT NBR ISO 2107:2008 trata

de “Alumínio e suas ligas - Produtos trabalháveis - Designações das têmperas”. Esta Norma estabelece as designações das têmperas como requerido para identificação de todas as formas de produtos de alumínio e suas ligas.

O alumínio fundido pode dissolver metais e substâncias metaloides, como por exemplo o silício, e ao solidificar-se tem a capacidade de retenção de constituintes destes materiais formando uma liga em forma de solução sólida. Assim, ocorre um rearranjo atômico e estrutural da rede cristalina diferente da composição original. Ao formar-se ligas é capaz de melhorar propriedades mecânicas para que a liga de alumínio resultante possa ser utilizada na sua aplicação específica (ABAL, 2020b);

A Tabela 3.3 demonstra os principais grupos de ligas trabalháveis e suas características.

Tabela 3.3 – Classificação das ligas de alumínio e elementos químicos característicos.

LIGA	ELEMENTOS QUÍMICOS CARACTERÍSTICOS
1XXX	Alumínio sem liga ($\geq 99,0\%$ de pureza)
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e Silício
7XXX	Zinco
8XXX	Outros Elementos químicos
9XXX	Série não utilizada

Fonte: Adaptado de *The Aluminum Association* (2020).

A Tabela 3.4 demonstra a influência dos elementos químicos nas ligas de alumínio.

Tabela 3.4 – Influência dos elementos nas propriedades mecânicas do alumínio.

Elemento	Influência dos elementos nas propriedades mecânicas do alumínio
Cobre	Permite o endurecimento pelo envelhecimento
	Melhora propriedades mecânicas
	Diminui a resistência a corrosão
	Diminui a condutividade elétrica
	Melhora usinabilidade
	Melhora resistência à fluência
	Diminui a soldabilidade
	Adequa melhor a superfície para tratamentos
Manganês	Permite o endurecimento por deformação
	Melhora as propriedades mecânicas
	Melhora a resistência à corrosão
Magnésio	Permite o endurecimento por deformação
	Se presente em determinada quantidade, melhora as propriedades mecânicas
	Melhora a resistência à corrosão
	Melhora à soldabilidade
	Adequa melhor a superfície para tratamentos
Silício	Permite o endurecimento pelo envelhecimento em ligas com 0,3% a 0,6% de magnésio
	Melhora a moldabilidade do alumínio
	Diminui a usinabilidade (pelo fato de o silício ser duro e abrasivo)
	Diminui o coeficiente de expansão linear
	Permite a soldagem em ligas sem cobre
	Melhora a resistência a corrosão em ligas sem cobre
Silício + Magnésio	Permite o endurecimento pelo envelhecimento
	Melhora as propriedades mecânicas
	Melhora a capacidade de extrusão
	Melhora à resistência a corrosão
	Adequa melhor a superfície para tratamentos
Zinco	Melhora as propriedades mecânicas
	Permite a soldagem em ligas sem cobre
	Diminui a resistência à corrosão

Fonte: Adaptado de Vargel (2004).

Ainda de acordo com o *The Aluminum Association*, ao grupo 1xxx designam-se as ligas cujo alumínio puro é sempre superior a 99,00%. O segundo algarismo indica modificações da liga original ou dos limites de impureza e os dois últimos

dígitos são os indicativos da pureza ou da liga do alumínio. Para as ligas dos grupos 2xxx a 8xxx, suas designações são determinadas pelo elemento de liga presente na maior porcentagem média seguindo a ordem de sequência Cu, Mn, Si, Mg, Mg₂Si, Zn respectivamente. Também para estes grupos, o segundo dígito indica a liga original e suas modificações enquanto os dois últimos dígitos servem para identificação das diferentes ligas presentes no grupo.

A Tabela 3.5 demonstra a composição elementar da liga de alumínio AA1050 de interesse deste trabalho.

Tabela 3.5 – Composição elementar da liga de alumínio AA1050.

Liga de Alumínio	Composição (% Máxima) em peso											Outros elementos	Al (mínimo)
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ga	V	Ti		
AA1050	0,25	0,4	0,05	0,05	0,05	--	--	0,05	--	0,05	0,03	0,03	99,5

Fonte: Adaptado de ASM (1992).

Ainda, conforme descrito pela ASM (1992) e observado na Tabela 3.5, as ligas de alumínio da série 1xxx possuem o ferro e o silício como as principais impurezas, entretanto, possuem excelente resistência a corrosão, alta condutividade térmica e elétrica, excelente trabalhabilidade, porém com propriedades mecânicas baixas comparadas a outros tipos de ligas de alumínio, sendo bastante utilizadas em equipamentos químicos, trocadores de calor, condutores elétricos e capacitores.

3.8 Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas resistentes à corrosão com boa resistência à fluência em temperaturas elevadas e boa conformabilidade a frio aplicáveis a diversas áreas como aeronáutica, aeroespacial, e defesa em temperaturas ambientes, altas temperaturas e criogênicas (MMPDS-09, 2014).

Possuem grande aplicação na engenharia, elevada resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas, especialmente em equipamentos que trabalham em altas temperaturas como turbinas, caldeiras ou fornos para tratamentos

térmicos, equipamentos aeronáuticos e militares, ou em equipamentos nucleares (CALLISTER, 2007).

São divididos em três classes dependendo da fase constituinte da sua microestrutura: martensítica, ferrítica ou austenítica (CALLISTER, 2007):

- 1) Aços inoxidáveis martensíticos: são o menor grupo dos aços inoxidáveis (OUTOKUMPU, 2013). Podem ser tratados termicamente (CALLISTER, 2007), contém pequenas quantidades de níquel e reduz-se a quantidade de carbono para melhoria da soldabilidade, sendo esta baixa, ou raramente contém molibdênio, ainda, adiciona-se enxofre para melhoria da usinabilidade (OUTOKUMPU, 2013). Possuem propriedades magnéticas (CALLISTER, 2007);
- 2) Aços inoxidáveis ferríticos: compostos de férrica com estrutura cúbica de face centrada (CCC) (CALLISTER, 2007). Possuem cromo como elemento de liga (11,2% – 19,0%), com pouca ou nenhuma adição de níquel, com molibdênio adicionado em alguns tipos para melhorar a corrosão, enquanto ligado ao nióbio e/ou titânio para melhoria da soldabilidade (OUTOKUMPU, 2013). Não tratados termicamente podendo ser trabalhados apenas a frio (CALLISTER, 2007). Possuem propriedades magnéticas e são conhecidos geralmente como aços-cromo (OUTOKUMPU, 2013);
- 3) Aços inoxidáveis austeníticos: São mais resistentes à corrosão pois possuem alto teor de cromo com adições de níquel em geral, podendo conter outros elementos. Não tratados termicamente, assim como aços ferríticos, podendo ser trabalhados à frio. Não possuem propriedades magnéticas (CALLISTER, 2007). São o maior grupo de aços inoxidáveis, subdivididos em cinco grupos: (OUTOKUMPU, 2013):
 - a) Cromo-Manganês: são as ligas da série 200, com teor de níquel reduzido e substituído por manganês e nitrogênio para manter a microestrutura austenítica;
 - b) Cromo-Níquel: não contém molibdênio e são utilizados para uso geral, podendo ter adição de nitrogênio para melhoria da

resistência mecânica, enxofre para usinabilidade, titânio ou nióbio para melhoria das propriedades mecânicas em altas temperaturas auxiliando na formação de carbonetos.

- c) Cromo-Níquel-Molibdênio: também classes de uso geral, porém com maior resistência a corrosão devido adição de molibdênio (2%-3%). Possui cerca de 7% de cromo e 10%-13% de níquel, com alguns tipos podendo ter adição de nitrogênio para melhoria da resistência e enxofre para usinabilidade, e também de titânio ou nióbio assim como na liga de cromo-níquel;
- d) Austeníticos de alto desempenho: desenvolvidos para uso em ambientes extremos com teores mais altos de liga, com cromo variando entre 17% e 25%, níquel entre 14% e 25% e molibdênio entre 3% e 7%;
- e) Austeníticos de alta temperatura :projetados para uso em temperaturas superiores a 550°C. Possuem alto teor de cromo entre 17% e 25% e alto teor de níquel entre 8% e 20%, sem presença de molibdênio.

Com exceção dos aços austeníticos inoxidáveis aplicáveis a altas temperaturas a resistência é reduzida em temperaturas acima de 900°C (MMPDS-09, 2014).

A Tabela 3.6 e Tabela 3.7 demonstram a influência dos elementos nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis.

Tabela 3.6 – Influência dos elementos nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis (1/2).

Elemento	Influência nas propriedades mecânicas do aço inoxidável
Cromo	Melhora a resistência à corrosão
	Melhora a resistência à oxidação em altas temperaturas
	Promove formação de estrutura ferrítica
Níquel	Melhora a ductilidade e tenacidade
	Reduz a taxa de corrosão no estado ativo (vantajoso em ambientes ácidos)
	Permite o endurecimento por precipitação ao formar compostos intermetálicos
	Melhora a soldabilidade combinado com menor teor de carbono (para aços martensíticos)
	Promove formação de estrutura austenítica
Molibdênio	Melhora a resistência a corrosão uniforme e localizada
	Melhora a resistência mecânica
	Melhora a dureza em temperaturas mais altas de têmperas (para aços martensíticos)
Cobre	Promove formação de estrutura ferrítica
	Melhora a resistência à corrosão
	Diminui o endurecimento por trabalho, melhorando usinabilidade
	Melhora a conformabilidade
Manganês	Promove formação de estrutura austenítica
	Melhora a ductilidade à quente
	Em estruturas austeníticas, pode substituir o níquel e suas influências
Silício	Promove formação de estrutura austenítica
	Melhora a resistência à oxidação
	Melhora a resistência mecânica
Carbono	Promove formação de estrutura ferrítica
	Melhora significativamente à resistência mecânica
	Diminui a resistência à corrosão intergranular
	Diminui tenacidade e resistência a corrosão (em aços inoxidáveis ferríticos)
	Melhora dureza e resistência e diminui a tenacidade (em aços inoxidáveis martensíticos)
Nitrogênio	Promove formação de estrutura austenítica
	Melhora a resistência mecânica
	Melhora a resistência a corrosão localizada (especialmente combinado ao molibidênio)

Fonte: Adaptado de Outokumpu (2013).

Tabela 3.7 – Influência dos elementos nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis (2/2).

Elemento	Influência nas propriedades mecânicas do aço inoxidável
Titânio	Melhora a resistência à corrosão intergranular e melhora resistência mecânica (em aços inoxidáveis austeníticos)
	Melhora a tenacidade, a conformabilidade e resistência a corrosão (em aços inoxidáveis ferríticos)
	Diminui a dureza combinado ao carbono (em aços inoxidáveis martensíticos)
	Em aços endurecidos por precipitação, melhora a resistência mecânica formando compostos intermetálicos
Nióbio	Melhora a resistência à corrosão intergranular e melhora resistência mecânica (em aços inoxidáveis austeníticos)
	Melhora a tenacidade e diminui o risco de corrosão intergranular (em aços inoxidáveis ferríticos)
	Diminui a dureza (em aços inoxidáveis martensíticos)
	Promove formação de estrutura ferrítica
Alumínio	Melhora a resistência à oxidação em quantidades substanciais
	Melhora a resistência ao formar compostos intermetálicos em aços endurecidos por precipitação
Cobalto	Melhora a dureza (em aços inoxidáveis martensíticos)
Vanádio	Melhora a tenacidade
	Aumenta a dureza (em aços martensíticos)
	Promove formação de estrutura ferrítica
Tungstênio	Presente na estrutura como impureza
	Melhora a resistência à corrosão em alguns tipos de aços inoxidáveis específicos
Enxofre	Melhora a usinabilidade (aplicável a certas classes de aços inoxidáveis)
Cério	Melhora a resistência a oxidação em altas temperaturas (aplicável a certas classes de aços inoxidáveis)

Fonte: Adaptado de Outokumpu (2013).

A *American Iron and Steel Institute* (AISI) classifica os aços inoxidáveis com o prefixo AISI antes da numeração efetiva. A Tabela 3.8 apresenta alguns aços inoxidáveis com suas composições conforme classificação da ASM (*American Society for Metals*).

Tabela 3.8 – Composição elementar de alguns aços inoxidáveis.

Tipo	Composição (%) em peso								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Outros	
Aços Inoxidáveis Austeníticos	201	0,15	5,5 - 7,5	1,00	16,0 - 18,0	3,5 - 5,5	0,060	0,03	0,25 N
	202	0,15	7,5 - 10,0	1,00	17,0 - 19,0	4,0 - 6,0	0,060	0,03	0,25 N
	205	0,12 - 0,25	14,0 - 15,5	1,00	16,5 - 18,0	1,0 - 1,75	0,060	0,03	--
	301	0,15	3,00	2,00	16,0 - 18,0	6,0 - 8,0	0,045	0,03	--
	302	0,15	2,00	1,00	17,0 - 19,0	8,0 - 10,0	0,045	0,03	--
	303	0,15	2,00	1,00	17,0 - 19,0	8,0 - 10,0	0,200	0,15 (min)	0,6 Mo
	304	0,08	1,00	1,00	18,0 - 20,0	8,0 - 10,5	0,045	0,03	--
	304H	0,04 - 0,10	2,00	1,00	18,0 - 20,0	8,0 - 10,5	0,045	0,03	--
	304L	0,03	2,00	1,00	18,0 - 20,0	8,0 - 12,0	0,045	0,03	--
	304LN	0,03	2,00	1,00	18,0 - 20,0	8,0 - 12,0	0,045	0,03	--
	310	0,25	2,00	1,50	24,0 - 26,0	19,0 - 22,0	0,045	0,03	--
	314	0,25	2,00	1,5 - 3,0	23,0 - 26,0	19,0 - 22,0	0,045	0,03	--
	316	0,08	2,00	1,00	16,0 - 18,0	10,0 - 14,0	0,045	0,03	--
Aços Inoxidáveis Ferríticos	405	0,08	1,00	1,00	11,5 - 14,5	--	0,04	0,03	0,10 - 0,30 Al
	429	0,12	1,00	1,00	14,0 - 16,0	--	0,04	0,03	--
	430	0,12	1,00	1,00	16,0 - 18,0	--	0,04	0,03	--
	430F	0,12	1,25	1,00	16,0 - 18,0	--	0,06	0,15 (min)	0,6 Mo
	430FSe	0,12	1,25	1,00	16,0 - 18,0	--	0,06	0,06	0,15 (min) Se
	442	0,20	1,00	1,00	18,0 - 23,0	--	0,04	0,03	--
	446	0,20	1,50	1,00	23,0 - 27,0	--	0,04	0,03	0,25 N
Aços Inoxidáveis Martensíticos	410	0,15	1,00	1,00	11,5 - 13,5	--	0,04	0,03	--
	414	0,15	1,00	1,00	11,5 - 13,5	1,25 - 2,5	0,04	0,15 (min)	--
	416	0,15	1,25	1,00	12,0 - 14,0	--	0,06	0,06	0,6 Mo
	420	0,15 (min)	1,00	1,00	12,0 - 14,0	--	0,06	0,03	0,15 (min) Se
	416Se	0,15 (min)	1,25	1,00	12,0 - 14,0	--	0,06	0,15 (min)	--
	420	0,20 - 0,25	1,00	1,00	12,0 - 14,0	--	0,04	0,03	0,6 Mo
	422	0,20 - 0,25	1,00	0,75	11,5 - 13,5	0,5 - 1,0	0,04	0,03	--
	431	0,2	1,00	1,00	15,0 - 17,0	1,25 - 2,50	0,04	0,03	--
	440A	0,60 - 0,75	1,00	1,00	16,0 - 18,0	--	0,04	0,03	0,75 Mo
	440B	0,75 - 0,95	1,00	1,00	16,0 - 18,0	--	0,04	0,03	0,75 Mo
440C	0,95 - 1,20	1,00	1,00	16,0 - 18,0	--	0,04	0,03	0,75 Mo	

Fonte: Adaptado de ASM (1993).

Dentre as propriedades dos aços inoxidáveis, destacam-se:

- Forjamento: Devido a menor condutividade térmica que aços de baixos teores de elementos liga, os aços inoxidáveis são mais suscetíveis ao crescimento dos seus grãos em temperatura de forjamento (MMPDS-09, 2014):
- Conformação a frio: a estrutura austenítica acarreta na excelente ductilidade para conformação a frio após o recozimento (MMPDS-09, 2014);
- Usinagem: possível sob condições adequadas como maquinário preparado, baixo RPM e ferramentas adequadas (MMPDS-09, 2014):
- Soldagem: podem ser soldados por qualquer técnica exceto por arco utilizando carbono. Sofrem dos mesmos problemas que o forjamento sob temperaturas elevadas (MMPDS-09, 2014):
- Brasagem: técnicas especiais são recomendadas para brasagem destes aços, com superfícies limpas e controle de temperatura (MMPDS-09, 2014).

Para a realização deste trabalho foi utilizada a liga de Aço inoxidável Austenítico AISI 304.

3.9 Junções de materiais dissimilares

A soldagem de materiais dissimilares é caracterizada por mudanças microestruturais que produzem variações nas propriedades físicas, químicas e mecânicas durante o processo, sendo de maior complexidade do que o processo de soldagem de materiais similares (DAVIS, 2006).

Modenesi, Marques e Santos (2012) relatam que junções soldadas geradas a partir de materiais dissimilares, quando submetidas a altas temperaturas, podem sofrer com o surgimento de trincas geradas por fadiga térmica, devido as tensões causadas pela diferença dos coeficientes de expansão térmica de cada material

envolvido. Davis (2006) relata que dificuldade adicional ainda é gerada ao utilizar metal de adição no processo.

Segundo Davis (2006), algumas dificuldades e propriedades nos processos de soldagem por fusão de materiais dissimilares são comuns de ocorrerem:

- Composição do metal de soldagem e suas propriedades: a solidificação do metal é influenciada pela diluição deste material nos materiais de base. Soma-se a esse fator que deve haver solubilidade entre os metais envolvidos no processo para que a soldagem ocorra com sucesso;
- Compostos intermetálicos frágeis: Podem ser formados ao soldar aço, cobre, magnésio ou titânio ao alumínio, por exemplo;
- Diluição: é a mudança química de um metal de adição ao ser unido ao metal base ou metal de soldagem e, para materiais dissimilares, o metal de adição deve prontamente ser ligado aos metais base para produzir uma boa solda;
- Temperaturas de fusão: A diferença da temperatura de fusão entre os materiais dissimilares deve ser considerada, pois o material com ponto de fusão mais baixo pode sofrer fusão/ruptura antes do outro material, e a solidificação e contração do material com ponto de fusão mais alto pode induzir tensões no outro material;
- Condutividade térmica: Materiais (metais) com diferentes condutividades térmicas podem ter problemas ao serem soldados devido a condução do calor da poça de fusão de um material para o outro, o que pode ser corrigido ao iniciar a soldagem ao metal com maior condutividade primeiro para equilibrar o calor no outro metal. Pode ocorrer também perda de calor antes do equilíbrio;
- Coeficiente de expansão térmica: diferenças grandes no coeficiente durante o resfriamento induzem tensões de tração em um dos metais (podendo causar trincas a quente na soldagem ou a frio em serviço) e de compressão no outro, a menos que sejam aliviadas termicamente ou mecanicamente.

Os processos de soldagem no estado sólido têm melhor capacidade de unir materiais dissimilares, uma vez que este processo de união não envolve a fusão dos materiais (JENNEY; O'BRIEN, 2001).

Segundo Jenney e O'Brien (2001), quando ferro e alumínio são fundidos e misturados na soldagem, um composto intermetálico quebradiço é formado, de forma diferente do que acontece ao realizar a união sem fusão (no estado sólido) onde uma atração interatômica ocorre, resultando em uma junção sem a presença de intermetálicos quebradiços, dependendo dos parâmetros de soldagem utilizados.

O aço inoxidável é um material conveniente para uso em diversas estruturas, bem como o alumínio e suas ligas com boa resistência à corrosão, sendo assim, uma junção dos dois materiais é aplicável em diversas áreas (FUKUMOTO et al., 1997).

Wan e Huang (2018), observaram que o tempo de atrito e a geometria da superfície de contato do aço inoxidável AISI 316L foram os diferenciais para a realização da soldagem deste material com alumínio AA6061. Com tempos de atrito elevados, observaram aumento de espessura da camada de compostos intermetálicos (CIM) presentes na interface de ligação (WAN; HUANG, 2018).

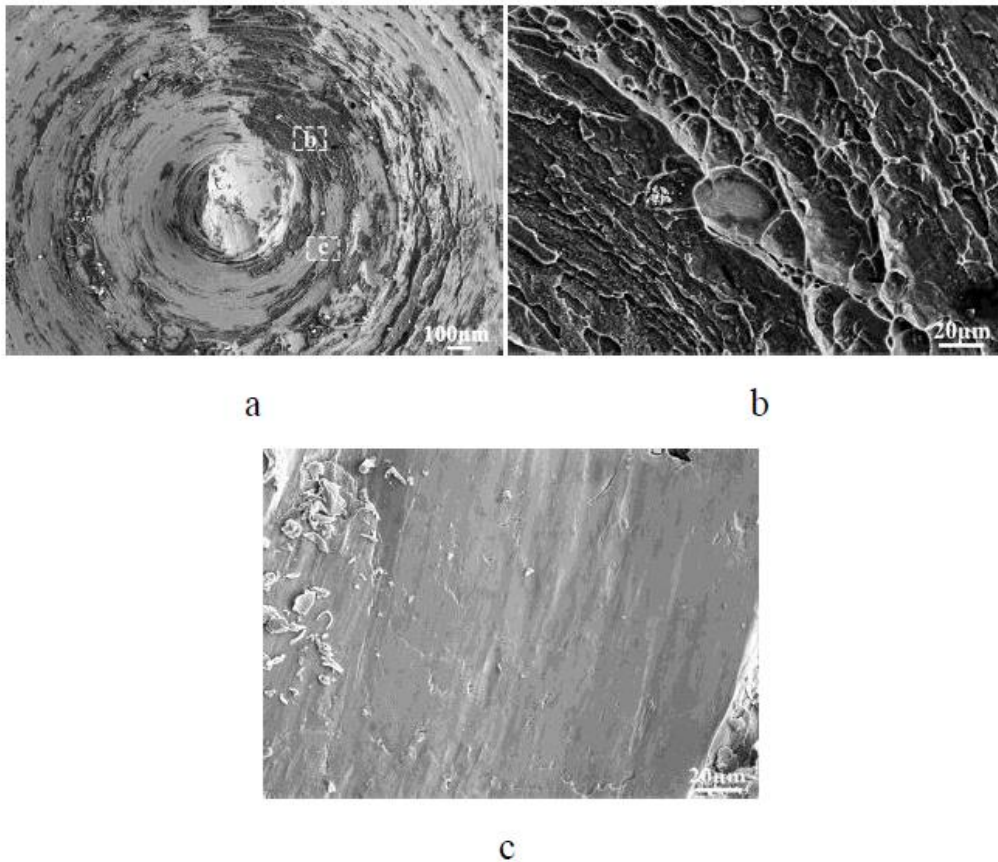
Segundo Sahin, Yilbas e Al-Garni (1996), para soldagem de alumínio e aço, a diminuição da temperatura observada no lado do aço inoxidável ocorre de forma rápida enquanto que para o alumínio a diminuição de temperatura ocorre de forma lenta devido a difusividade térmica do alumínio ser maior que a do aço, influenciando na formação da ZTA.

Shubhavardhan e Surendran (2012), realizaram soldagem por fricção entre a liga de alumínio AA6082 e aço inoxidável AISI 304 obtendo valores de resistência mecânica superiores ao dos metais base utilizados, porém, foi observado que tempos curtos de soldagem não geravam calor suficiente para formar a junção entre os materiais, enquanto tempos de soldagem longos causaram o surgimento de algumas perfurações na face lisa do alumínio o que causou a formação de uma camada intermetálica FeAl.

Zhao et al. (2021) relatou em seus estudos de soldagem por fricção entre junções dissimilares de alumínio puro e aço inoxidável AISI 304 que a baixa pressão de atrito foi um dos principais motivos pelo qual a ligação metalúrgica dos elementos químicos presentes nos materiais, fosse insuficiente para que a junção apresentasse ótimos valores de resistência mecânica.

Zhao et al. (2021) demonstrou que a junção sofreu ruptura na interface de ligação durante os ensaios mecânicos de tração e, foi possível observar a presença de alumínio residual devido a rotação a qual as peças foram submetidas. Figura 3.43 (a), enquanto observando com maior aproximação, na Figura 3.43 (b) nota-se um sulco distribuído de forma desigual na superfície concluindo que a resistência local em partes da junção é maior do que a resistência do alumínio onde a fratura ocorre por tenacidade devido alongamento durante ensaio de tração e na Figura 3.43 (c) na superfície lisa, a pressão de atrito (P1) por ser pequena, não foi suficiente para gerar contato para que o calor causasse a ligação metalúrgica necessária, o que indica que a fratura neste local é uma fratura frágil-dúctil mas com maior atuação de uma fratura frágil.

Figura 3.43 – Imagem da fratura – Aço.



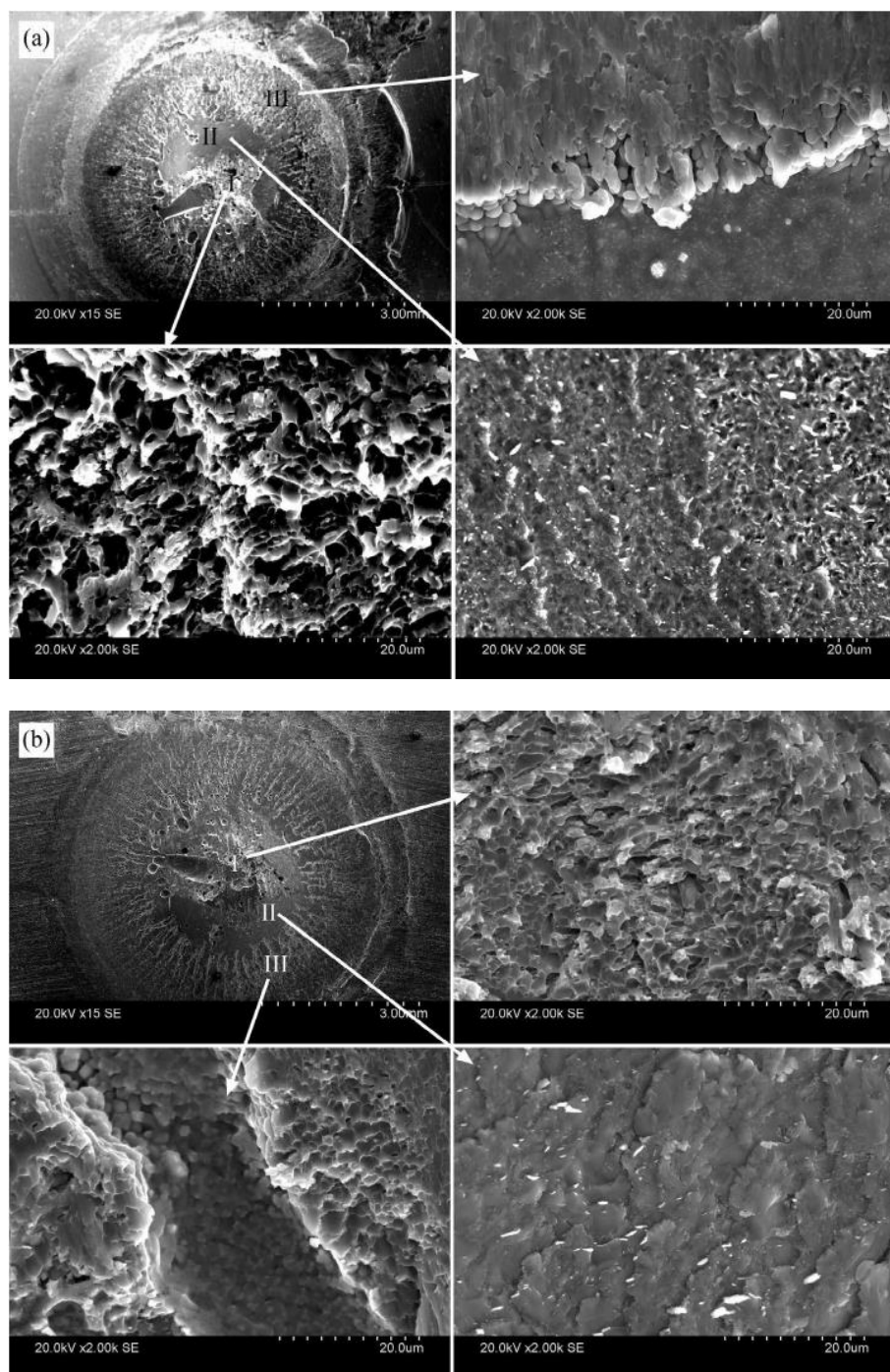
(a) Visão geral do aço fraturado. (b) Região com formação de sulcos (c) Região lisa de fratura.

Fonte: Zhao et al. (2021).

Zhang et al. (2011) identificou através da análise de fratura ao soldar por fricção o aço H220 revestido com zinco e a liga de alumínio 6008 que três tipos distintos de fratura ocorreram na superfície do aço conforme Figura 3.44 (a): uma região com fratura mista entre sulcos formados e clivagem (fratura de um cristal ou de um plano cristalográfico por propagação de trinca), uma região com características de fratura frágil e uma região com fratura frágil e dúctil de forma simultânea. Ainda, Zhang *et al.* (2011) demonstra equivalência em três regiões da superfície do alumínio com características de fratura semelhantes às encontradas na superfície do aço, conforme Figura 3.44 (b), onde a fratura mista ocorre devido a presença de alumínio no centro da interface favorece a

concentração de tensões e, com a fina camada intermetálica formada, os efeitos desta presença são prejudiciais a resistência mecânica da junção.

Figura 3.44 – Fotomicrografia da fratura de junta soldada.

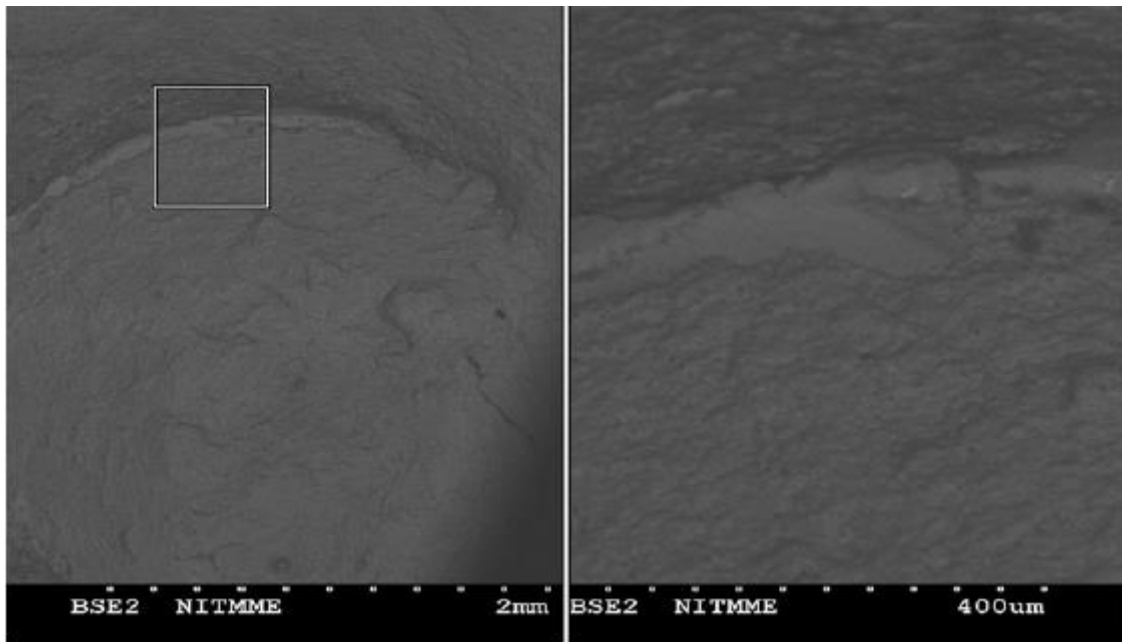


(a) Superfície do aço; (b) Superfície do alumínio.

Fonte: Zhang *et al.* (2011).

Sammaiah, Suresh e Tagore (2010), realizaram a soldagem por fricção entre alumínio AA6063 e aço inoxidável AISI 304, com diferentes parâmetros de soldagem, onde notaram a presença de fratura dúctil no corpo de prova no lado do alumínio, quando a pressão de forjamento utilizada foi alta, conforme demonstra a Figura 3.45.

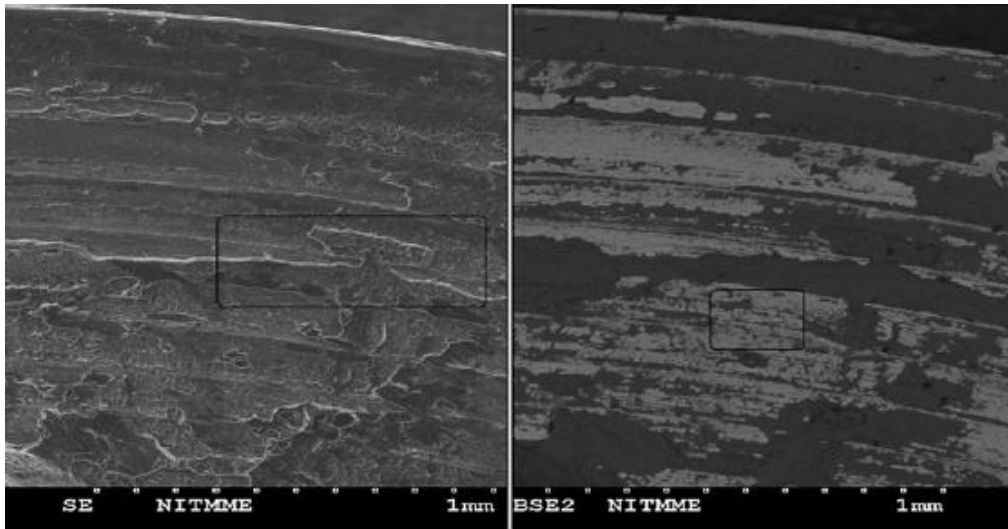
Figura 3.45 – Microscopia eletrônica de varredura da fratura dúctil do lado do alumínio.



Fonte: Sammaiah, Suresh e Tagore (2010).

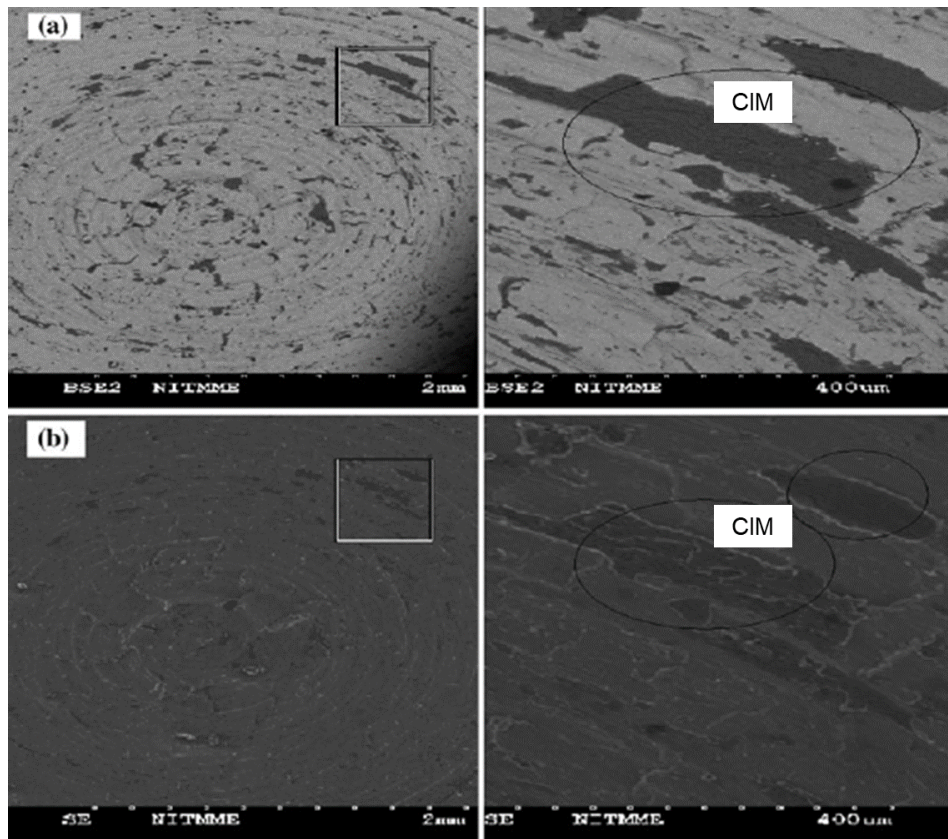
Sammaiah, Suresh e Tagore (2010), também verificaram a ocorrência de fratura frágil na interface de ligação quando a pressão de forjamento foi baixa conforme pode ser observado na Figura 3.46 e devido ao surgimento de compostos intermetálicos observados na Figura 3.47.

Figura 3.46 – Microscopia eletrônica de varredura da fratura frágil do lado do alumínio (esquerda) e aço inoxidável (direita).



Fonte: Sammaiah, Suresh e Tagore (2010).

Figura 3.47 – Microscopia eletrônica de varredura com detalhe do composto intermetálico.



(a) Superfície do alumínio; (b) Superfície do aço.

Fonte: Sammaiah, Suresh e Tagore (2010).

3.10 Compostos intermetálicos

Compostos intermetálicos (CIM) são definidos como uma ampla classe de materiais, formada pela ligação entre dois ou mais elementos metálicos cuja composição de estrutura cristalina difere-se dos seus metais constituintes (BERDOVSKY, 2008). Callister (2007) descreve o composto intermetálico como uma composição de dois metais com formulações químicas distintas, sendo vistos em um diagrama de fases em uma faixa intermediária e estreita de composições. Sua criação é consequência de uma ligação química forte dos materiais da composição (CALIXTO, 2010).

De forma diferente do que ocorre com as ligas de solução sólida, os compostos intermetálicos são estequiométricos, ou seja, ocorre um balanço químico dos materiais envolvidos. As ligações constituintes são provenientes das combinações de ligações metálicas, iônicas e/ou covalentes (CANARIM, 2012).

Átomos dissimilares possuem forças de ligação em maiores escalas do que átomos semelhantes, e com isso, a formação das estruturas cristalinas acontecem em uma distribuição ordenada de átomos onde cada um deles é cercado por outro dessemelhante (SAUTHOFF, 1995).

Durante a formação de um composto intermetálico, átomos dividem-se em núcleos atômicos carregados positivamente e os elétrons de valência são transferidos pela nuvem de elétrons movendo-se na rede, caracterizando metais como bons condutores (GIETZELT; TOTH; HUELL, 2016).

Quando materiais dissimilares são envolvidos em um processo de soldagem, a formação de compostos intermetálicos ocorre em dois diferentes estágios. Primeiramente, devido a migração dos átomos através da interface de soldagem, ocorre a formação de uma solução sólida supersaturada. No segundo estágio, a esta solução sólida supersaturada atinge um determinado nível, no qual ocorre uma transformação em um composto intermetálico (RATHOD; KUTSUNA, 2004).

Ao unir dois materiais dissimilares como aço e alumínio no estado sólido, ocorrerão formações de compostos intermetálicos uma vez que a temperatura

do processo ocorre abaixo do ponto de fusão, no ponto eutético (~600°C) na interface entre os materiais (LI et al., 2016).

Na interface de ligação, Liu et al. (2019) observou a difusão de elementos de Alumínio e Ferro formando uma camada de compostos intermetálicos, sendo esta camada menor no raio médio e mais fina na região central, não sendo linear ou constante ao longo do diâmetro da interface.

Segundo Karfoul, Tatlock e Murray (2007), os resultados dos seus estudos sobre o comportamento do ferro e do alumínio durante soldagem do aço carbono em alumínio concluem que sob temperaturas abaixo da fusão do alumínio, o Ferro se difundiu no alumínio formando uma liga FeAl com ponto de fusão mais alto que o alumínio, enquanto nenhuma difusão de alumínio nesta camada foi detectada e, também, na interface sob a temperatura de 550°C uma liga rica em ferro, FeAl₃ foi formada em distâncias maiores que 0,1 µm no lado do alumínio.

Dong *et al.* (2019), realizou a soldagem por fricção rotativa entre a liga de alumínio 5052 (AA5052) e o aço inoxidável 304 (304SS) relatando que não ocorreu a formação de compostos intermetálicos na zona central da junta, entretanto, houve o crescimento de Fe₂Al₅ e Fe₄Al₁₃ nas regiões mais externas devido ao fluxo da deformação plástica ser maior nas periferias.

Hincapié et al. (2019) utilizando-se das metodologias (RFW) e Soldagem ao Arco Elétrico com Atmosfera de Proteção Gasosa (GMAW), produziu juntas dissimilares soldadas de alumínio AA1100 e aço inoxidável AISI 304, visando o controle da formação de compostos intermetálicos. Segundo o autor, ao gerar as junções pelo processo de FRW, devido à baixa temperatura ~300°C não houve formação de compostos intermetálicos, sendo mais resistentes nos ensaios de tração que as junções formadas pelo processo de GMAW onde dois diferentes tipos de CIM's foram formados: Al₅Fe₂ e Al₃Fe. Não houveram relatos da espessura da camada intermetálica presente nas amostras soldadas.

Hincapié *et al.* (2019) cita que quando existe diferença na difusividade dos materiais, como nos sistemas Fe-Al, o crescimento da camada intermetálica tende a ocorrer do lado do alumínio.

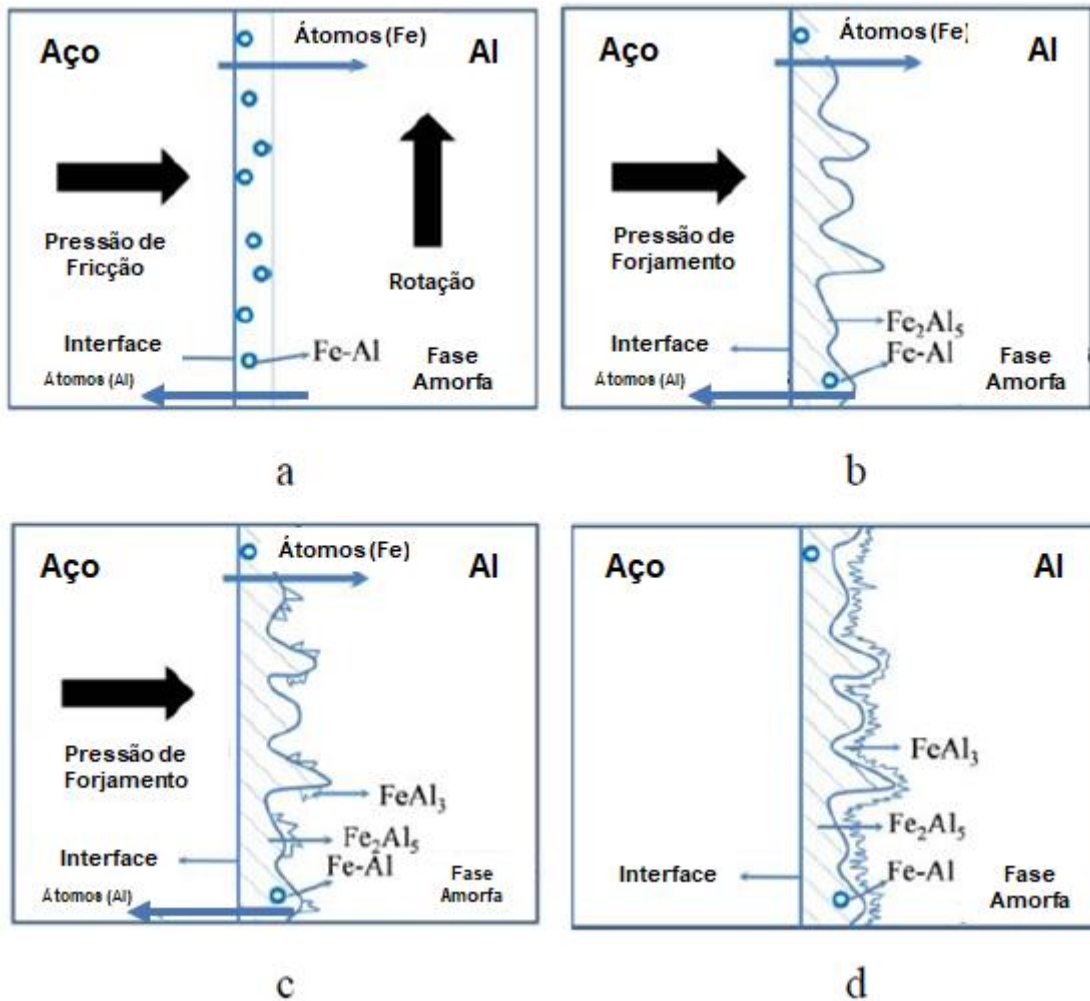
A presença dos compostos intermetálicos FeAl e Fe₃Al foi relatada por Rao e Ramanaiah (2019) ao soldarem a liga de alumínio AA2219 e o aço inoxidável AISI304 analisando os resultados obtidos via EDX.

Pouco antes da formação do composto intermetálico ocorre a formação de uma fase amorfa quando a taxa de difusão dos átomos de FeAl na liga de alumínio sofre plastificação de forma mais rápida que no aço causando o crescimento do composto Fe₂Al₅ no lado do alumínio devido ao estresse na rede gerado pela diferença de pressão e concentração de elementos dos metais bases envolvidos (aço e alumínio) no composto Fe₂Al₅ (ZHAO et al., 2021).

Ainda, Zhao *et al.* (2021) denota que o com a redução de pressão de forjamento (P2) e posterior queda de temperatura na interface, a taxa de difusão sofre uma redução. Estabilizando o composto formado numa região não contínua tendendo a ter uma forma serrilhada.

A Figura 3.48 demonstra o processo de geração do composto intermetálico.

Figura 3.48 – Processo de geração do CIM.



(a) Aplicação da pressão de fricção (P1) e início da fase amorfa. (b) Fase de Forjamento (P2) e início da formação do CIM. (c) Início da formação de Fe₂Al₅ e FeAl₃. (d) Redução da pressão de forjamento e estabilização do composto.

Fonte: Adaptado de Zhao *et al.* (2021).

Fukumoto *et al.* (1998), em seus estudos realizando a soldagem por fricção entre a liga de alumínio AA1050 e o aço inoxidável AISI 304 identificou compostos Fe₂Al₅, FeAl₂ e FeAl₃.

Rathod e Kutsuna (2004), demonstram a presença de dois compostos intermetálicos frágeis formados, FeAl₃ e Fe₂Al₅, na soldagem por difusão entre um aço de baixo carbono (0,12% C) e a liga de alumínio 5052-O, relatando a

existência de uma camada uniforme de FeAl_3 no lado do aço contendo vazios lineares causados pelo efeito Kirkendall e uma camada mista na seção de alumínio do composto FeAl_3 e dos próprios átomos de alumínio.

Muralimohan *et al.* (2015) ao realizar a soldagem de aço AISI 1040 com a liga de Alumínio 6082-T6 pelo processo de fricção, identificou através da análise por EDS a composição química dos elementos presentes na interface de ligação, sendo Al (~ 52,8 - 60,5%) e Fe (~ 46,2-50,8%), e comparando com os valores presentes no diagrama de fases binárias do Al-Fe, identificou as fases presentes como FeAl e Fe_2Al_5 .

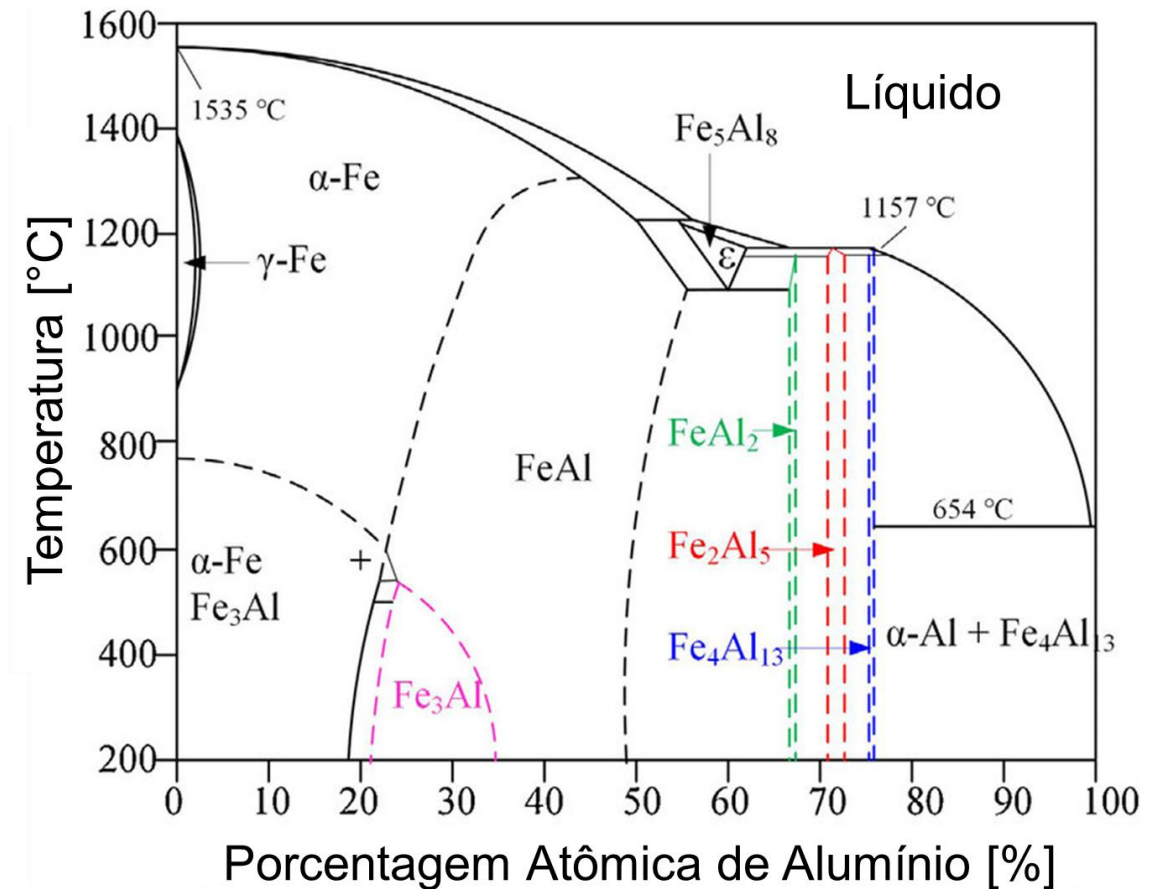
Zhao *et al.* (2021) relata a formação de compostos intermetálicos Fe_2Al_5 e FeAl_3 ao unir por fricção peças fabricadas em alumínio puro e aço inoxidável, AISI 304 com distâncias de difusão interelementares de até 1,9 μm , sendo que com o incremento da pressão de atrito (P_1), os valores de difusão foram maiores.

Na soldagem por fricção entre o alumínio AA6061 e o aço inoxidável AISI 304 realizada por Wang *et al.* (2020), os valores medidos da camada intermetálica na interface variaram entre 0,86 μm e 1,21 μm dependendo dos valores dos parâmetros utilizados na soldagem por fricção

Hincapié *et al.* (2019) utilizando-se da metodologia de soldagem por fricção rotativa, produziu juntas dissimilares soldadas de alumínio AA1100 e aço inoxidável AISI 304 relatando que pode ocorrer a ausência de compostos intermetálicos, tendo como justificativa o baixo aporte térmico utilizado no processo de soldagem.

A Figura 3.49 demonstra o diagrama de fase das ligas Fe-Al.

Figura 3.49 - Diagrama de fase Fe-Al.



Fonte: Adaptado de Cao et al. (2020).

Conforme demonstrado na Figura 3.49 é possível observar o surgimento de diversas fases como: α -Fe, γ -Fe, FeAl, Fe₃Al, FeAl₂, Fe₂Al₅ e que o equilíbrio termodinâmico aconteceria na temperatura de aproximadamente 650°C (BREPOHL, 2013).

Springer *et al.* (2011) e Haidara *et al.* (2012) e relatam estudos da formação de intermetálicos em sistemas de união de Fe-Al onde os parâmetros utilizados durante a soldagem dos materiais foram determinantes para a formação dos compostos intermetálicos. Alumínio e Ferro difundem-se no processo de soldagem pela movimentação atômica, do contorno dos grãos e pelas vacâncias presentes, sendo que compostos intermetálicos não estequiométricos, ou seja, compostos elementares onde as proporções molares não são números inteiros,

tais como FeAl, FeAl₂, Fe₃Al, Fe₂Al₃, Fe₂Al₅, FeAl₃ e FeAl₆ são formados durante a união dos materiais.

A Tabela 3.9 demonstra as reações envolvidas no surgimento das camadas intermetálicas e a porcentagem de alumínio presente em cada reação resultante.

Tabela 3.9 – Reações do diagrama de fases Fe-Al.

Reação	Composição (% Al)	Temperatura de Reação (°C)	Tipo de Reação
$L + FeAl \leftrightarrow Fe_2Al_3(\varepsilon)$	58	1232	Peritética
$L + Fe_2Al_3(\varepsilon) \leftrightarrow FeAl$	66,5	1165	Peritética
$L \leftrightarrow FeAl + Al$	97	655	Eutética
$Fe_2Al_3 \leftrightarrow FeAl + FeAl_2$	62	1102	Eutetóide
$\delta Fe \leftrightarrow \gamma Fe$	0	1394	Alotrópica
$\gamma Fe \leftrightarrow \alpha Fe$	0	912	Alotrópica
$L \leftrightarrow Fe_2Al_5$	72	1169	Fusão Congruente
$L \leftrightarrow FeAl_3$	76	1180	Fusão Congruente

Fonte: Brepohl (2013).

CIM's ricos em alumínio são duros, porém quebradiços, enquanto CIM's ricos em Fe apresentam ductilidade leve com alta resistência mecânica (OZAKI et al., 2010).

De acordo com Lin *et al.*, (2009, apud ZHAO, 2021) o átomo de cromo pode substituir uma parte dos átomos de ferro, formando uma fase Fe-Al (Cr), onde o conteúdo de níquel permanece baixo, e ambos, cromo e níquel podem melhorar as propriedades mecânicas do composto intermetálico Fe-Al.

Wang et al. (2020), demonstra via análise EDS com *linescan* que o cruzamento das linhas de ferro e alumínio ocorre um pouco deslocadas da interface no lado do alumínio o que pode indicar que há uma maior presença de ferro na interface intermetálica e, ainda, relata que a formação moderada de CIM's foi necessária na solda entre alumínio 6061 e o aço inoxidável 304 para que uma junção efetiva fosse obtida.

Yilbas *et al.* (1995) descreve que para soldagem entre alumínio e aço a espessura da camada intermetálica tinha maior espessura no raio médio e menor no centro e na zona periférica da solda, sendo que mantendo-se com espessura

entre 0,2 μm e 1,0 μm foram obtidos melhores resultados de tração e, para valores acima do intervalo descrito, uma solda com baixa resistência foi obtida.

3.11 Caracterização microestrutural de junções dissimilares

Denomina-se metalografia a disciplina científica onde são analisadas a constituição e estrutura constituintes de metais, ligas ou outros materiais (ASM, 2004).

Uma ampla gama de comprimentos ou níveis de ampliação podem ser utilizados na análise da microestrutura, podendo ser de baixa ampliação ($\sim 20x$) a altas ampliações ($\sim 100000x$) com utilização de microscópios eletrônicos (ASM, 2004).

A microscopia ótica e a microscopia eletrônica de varredura são duas técnicas simples e eficazes utilizadas para análise e caracterização microestrutural, podendo ter como adicionais análises químicas, difratometria de raios-X e micro análises (MARTINS et al., 2021).

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) comparado ao microscópio ótico simples, expande a faixa de resolução, com profundidade de foco variando entre 1 μm com 10.000x de ampliação a 2 mm em 10x (ASM 2004).

3.11.1 Estrutura dos materiais

A estrutura de um material relaciona-se com a disposição dos seus componentes internos, separando-se em estrutura subatômica, exemplificada pela presença de elétrons dentro dos átomos individuais e interações com seus núcleos, e estrutura microscópica, o domínio representado pelo conglomerado de átomos que podem ser observados por algum tipo de microscópio (CALLISTER, 2007). Ainda, segundo Callister (2007), os elementos estruturais que podem ser observados a olho nu, são macroscópicos.

3.11.1.1 Macroestrutura

A macroestrutura de metais ou ligas metálicas consiste na não homogeneidade em uma escala visual grande quando comparada a microestrutura, podendo compreender, por exemplo, porosidade em um metal fundido ou soldado, ou ainda as linhas de fluxo em um metal forjado (ASM, 2004).

3.11.1.2 Microestrutura

Em geral, componentes metálicos são formados de estruturas cristalinas, formadas por cristais minúsculos, onde por vezes um aumento de mais de 100x é necessário para sua observação, sendo estas estruturas denominadas microestruturas (COPPER DEVELOPMENT ASSOCIATION, 2021).

A microestrutura de materiais de engenharia é descrita pelo tamanho de grão, tipos de fases presentes e descrição de sua estrutura, forma e distribuição de tamanho. Além disso, defeitos bidimensionais, como limites de grão e interfaces heterofásicas, defeitos unidimensionais, como discordâncias, e defeitos de dimensão zero, como defeitos pontuais, são características microestruturais importantes que geralmente controlam as propriedades dos materiais (CLEMENS, 2017).

3.11.2 Metalografia e preparação das amostras

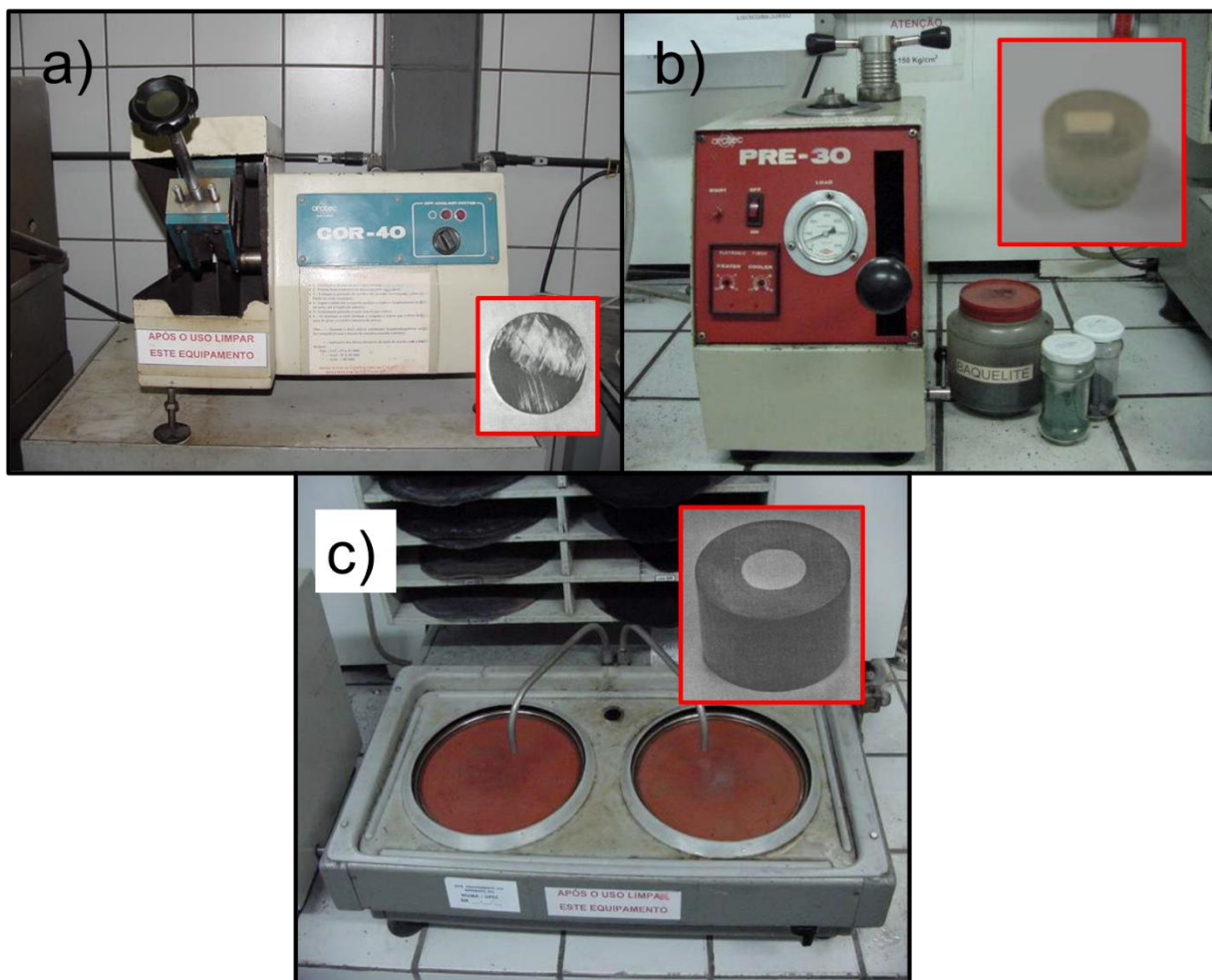
A metalografia consiste no estudo da estrutura interna dos metais, incluindo técnicas utilizadas para preparação das amostras para análise microscópica das microestruturas (MARTINS et al., 2021).

A seleção das amostras para preparação deve ser definida com base no objeto a ser analisado, os dados que se deseja obter e a forma da amostra, onde em sequência ocorre o direcionamento para o corte, primeiro passo da preparação, que normalmente ocorre em uma cortadeira elétrica com discos de corte específicos (BORGES, 2021).

O processo padrão de análise, segundo Borges (2021), ocorre primeiramente com o corte seccional das peças a serem analisadas, seguindo pela remoção das rebarbas geradas, através de um esmeril ou lixa, conforme material e necessidade, partindo-se então para limpeza e embutimento, podendo este ocorrer a frio em resinas ou a quente no processo por pressão. Na sequência, a amostra embutida é lixada com diferentes lixas, partindo de uma granulometria mais grossa para uma mais fina, rotacionando-se o CP e 90 graus entre cada etapa de lixamento para que os danos superficiais gerados no corte sejam removidos da secção da amostra e uma vez que este processo for concluído, a amostra segue para o polimento, em máquinas politrizes que se utilizam de panos de polimento e pastas abrasivas para gerar o acabamento superficial da amostra. A partir deste ponto, as amostras podem ser analisadas microscopicamente e caso necessário, podem ter a superfície atacada por um reagente químico para revelar a microestrutura.

A Figura 3.50 apresenta alguns equipamentos utilizados no processo de preparação.

Figura 3.50 – Equipamentos utilizados no processo de preparação de uma amostra.



a) Corte; b) Embutimento; c) Lixamento e polimento.

Fonte: Adaptado de Borges (2021).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Os corpos de prova soldados pelo método de fricção rotativa convencional utilizados neste trabalho foram confeccionados na liga de alumínio AA 1050 (99,5% de pureza) e no aço inoxidável austenítico AISI 304.

A liga alumínio AA1050 foi fabricada e fornecida pela Alcoa Alumínio S.A. O aço inoxidável austenítico AISI 304 foi fornecido pela empresa Coppermetal Comércio de Aços e Metais Ltda.

4.1.1 Análises químicas

Tendo como objetivo a verificação das conformidades das composições químicas dos materiais, foram realizadas análises no Laboratório Químico de Caracterização de Metais da Divisão de Materiais, pertencente ao IAE-DCTA (ALVES, 2010).

Para análise química da liga AA 1050 foram utilizadas as técnicas de gravimetria (Si) e espectrometria de absorção atômica (demais elementos). Na análise química do aço inoxidável AISI 304 foram utilizadas as técnicas de combustão direta (C e S), gravimetria (Si e Ni), fotometria (P), volumetria (Cr) e espectroscopia de absorção atômica (Mn e Mo). Os resultados são apresentados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composições químicas dos materiais (%).

Materiais	Elementos (%)							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Alumínio AA 1050	0,07	0,26	<0,001	ND	<0,001	--	<0,002	<0,007
Aço Inoxidável 304	Si	S	P	Mn	C	Cr	Ni	--
	0,38	0,024	0,036	1,67	0,054	18,2	8,0	--

Fonte: Alves (2010).

Como resultados, as porcentagens elementares de composição estão de acordo com o especificado.

4.1.2 Propriedades mecânicas

Para a verificação da conformidade dos valores de propriedades mecânicas especificados pelos fabricantes, as matérias primas adquiridas em forma de barras cilíndricas com 19,0 mm de diâmetro foram submetidas a ensaios mecânicos de tração. Os materiais foram usinados em corpos de prova conforme Norma ASTM – E 8M (ASTM, 2004).

Os testes foram realizados no Laboratório de Propriedades Mecânicas – AQI, do IAE – DCTA (ALVES, 2010). Os resultados dos ensaios são apresentados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.

Materiais	Propriedades Mecânicas				Módulo de Elasticidade E (GPa)
	Tensão σ_t (MPa)		Deformação ε (%)		
	Escoamento	Máxima	Máxima	Ruptura	
Alumínio AA 1050	44,70	78,48	21,00	43,00	59,12
Aço Inoxidável 304	354,69	643,79	48,00	63,00	177,10

Fonte: Alves (2010).

Os valores obtidos nos ensaios foram diferentes dos valores nominais dos fabricantes, mas atendem as especificações dos materiais de acordo com Aluminum Association e o Metals Handbook (ASM, 1990).

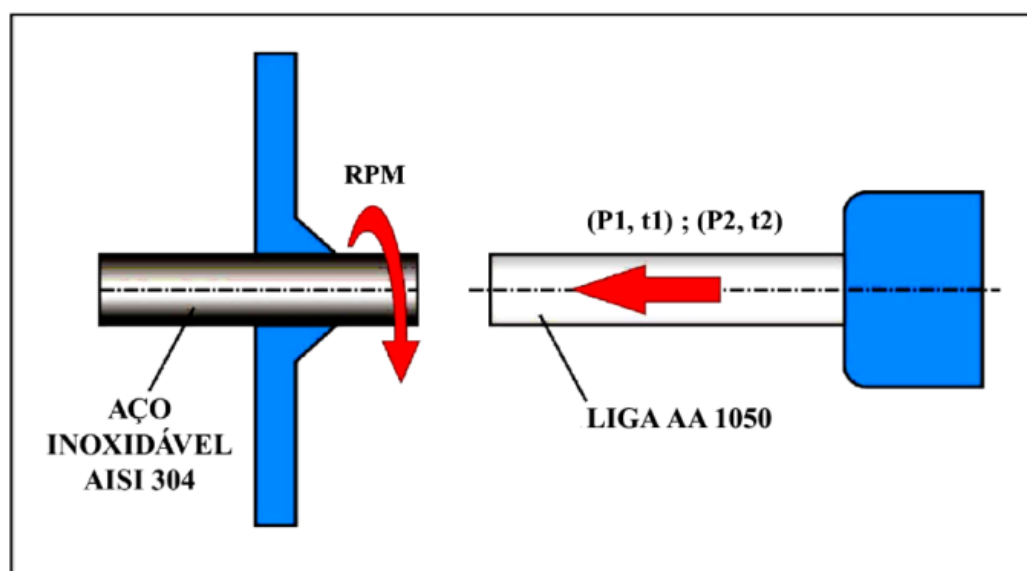
4.2 Métodos empregados para soldagem e preparação das amostras

As amostras utilizadas nas análises presentes nas próximas seções foram unidas pelo processo de soldagem por fricção rotativa convencional pelo Prof. Doutor Eder Paduan Alves.

Os pinos de aço AISI 304 e alumínio AA1050 foram usinados para que a soldagem fosse realizada. O pino usinado de aço AISI 304 utilizado teve como dimensões finais 14,8 mm de diâmetro e 100 mm de comprimento. O pino de alumínio AA 1050 teve como dimensões finais 14,8 mm de diâmetro e 110 mm de comprimento, com acabamento superficial de 3,2 μm . A soldagem foi realizada em uma máquina de soldagem por fricção rotativa convencional, marca GATWICK com valor fixo de 3400 RPM.

O pino de aço AISI 304 fixado na pinça do equipamento foi rotacionado enquanto o pino de alumínio AA 1050 foi empurrado por meio de um pistão hidráulico sob a superfície do pino de aço inoxidável, conforme pode ser visto na Figura 4.1 de forma ilustrativa.

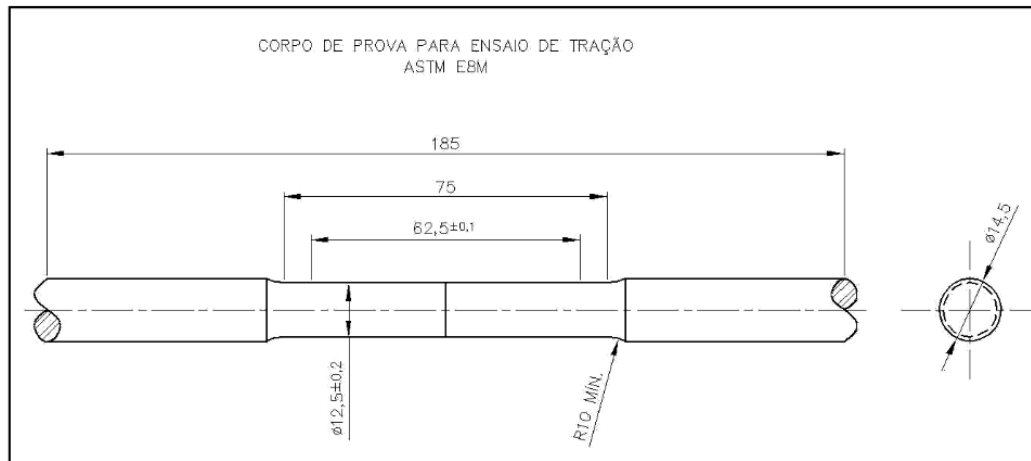
Figura 4.1 - Representação do processo de soldagem.



Fonte: Alves (2010).

Os corpos de prova soldados foram usinados conforme Norma ASTM – E8M com dimensões de acordo com apresentado na Figura 4.2.

Figura 4.2 - Dimensões do corpo de prova soldados de acordo com norma ASTM E 8M.



Fonte: ASTM (2004).

A Figura 4.3 demonstra a evolução da transformação dos pinos antes, após a soldagem e depois da usinagem do corpo de prova para a realização do ensaio de tração.

Figura 4.3 - Evolução da transformação dos pinos até a usinagem do corpo de prova.



(a) Interfaces de ligação dos pinos; (b) rebarba (*flash*) e (c) corpo de prova para ensaio de tração pós soldagem.

Fonte: Alves (2010).

Foram soldados pelo processo SFR doze junções dissimilares (Alumínio AA1050/Aço inoxidável AISI 304) com a utilização de seis parâmetros de processos diferentes, ou seja, fabricadas duas junções com os mesmos parâmetros. Deste total, seis peças com diferentes parâmetros foram usinadas conforme norma ASTM-E8M e submetidas a ensaios mecânicos de tração na máquina ZWICK 1474, com célula de carga de 100 kN, sob temperatura ambiente de 25°C e velocidade de ensaio de 3 mm/min. As demais junções íntegras e com os mesmos parâmetros das junções submetidas aos ensaios mecânicos, foram utilizadas para caracterização microestrutural da interface de ligação. Estas amostras são denominadas neste trabalho de Amostras Íntegras (prefixo AI). Os resultados dos ensaios de tração e os parâmetros do processo são apresentados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Parâmetros de soldagem e valores obtidos no ensaio de tração para amostras AI.

Número da Amostra	P1 [MPa]	t1 [s]	P2 [MPa]	t2 [s]	RC [mm]	Tensão de Ruptura [MPa]
AI-1	200,0	7,0	300,0	1,0	16,0	51,23
AI-2	300,0	17,0	300,0	1,0	17,0	54,39
AI-3	300,0	27,0	300,0	1,0	16,5	62,94
AI-4	300,0	37,0	400,0	1,0	15,5	76,54
AI-5	300,0	37,0	300,0	1,0	14,0	74,23
AI-6	300,0	37,0	200,0	2,0	18,0	80,16

Fonte: Autor.

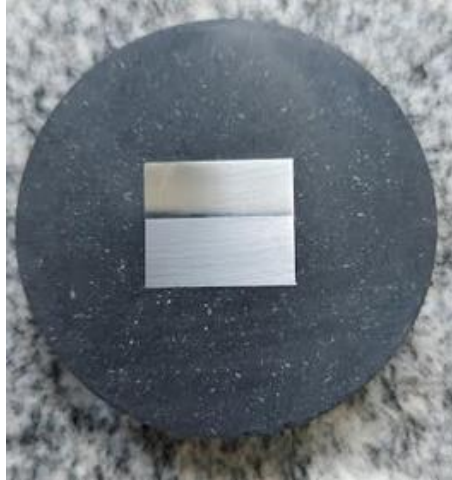
*Nota: RC se refere a redução do comprimento (em mm) do pino de soldagem.

A amostra AI-6 apresentou maior resistência mecânica nos ensaios de tração realizados (80,16 MPa) com a ruptura ocorrendo no alumínio AA1050, material da junção dissimilar com menor resistência mecânica (78,48 MPa).

A preparação das amostras AI utilizadas para análises microestruturais foi realizada utilizando-se de técnicas para análise metalográfica para observação das interfaces geradas pela junção dos dois materiais e regiões próximas da interface tanto em relação às ligas de alumínio quanto do aço inoxidável 304. A preparação das amostras foi realizada na divisão de materiais do DCTA-AMR. A

Figura 4.4 representa um corpo de prova característico obtido da amostra Al analisada.

Figura 4.4 - Representação das amostras Al.



Fonte: Autor.

Nas amostras Al, a medição da camada intermetálica foi realizada através de análise via MEV no Microscópio Eletrônico de varredura localizado no AMR-DCTA. O mecanismo de difusão entre os dois materiais foi analisado pelo MEV-FEG e pela análise de EDS através do Microscópio Eletrônico de Varredura por emissão de campo Tescan Mira3, alocado no COPDT/INPE.

A Figura 4.5 demonstra o equipamento do FEG utilizado para a realização das análises.

Figura 4.5 - Microscópio Eletrônico de Varredura por emissão de campo Tescan Mira3 (FEG).



Fonte: Autor.

Também foram analisadas as superfícies fraturadas de quatro corpos de prova, tanto do lado do alumínio quanto do aço com objetivo de identificar os principais elementos químicos presentes e tipo de fratura. Estas amostras são denominadas neste trabalho de Amostras fraturadas (prefixo AF). Os resultados dos ensaios de tração e os parâmetros utilizados na soldagem são apresentados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Parâmetros de soldagem e valores obtidos no ensaio de tração para amostras AF.

Número da Amostra	P1 [MPa]	t1 [s]	P2 [MPa]	t2 [s]	RC [mm]	Tensão de Ruptura [MPa]
AF-1	300,0	17,0	200,0	1,0	10,5	64,94
AF-2	300,0	37,0	200,0	1,0	13,5	70,63
AF-3	300,0	17,0	100,0	1,0	6,0	47,45
AF-4	300,0	37,0	100,0	1,0	12,0	53,37

Fonte: Autor.

As amostras AF foram cortadas perpendicularmente à junção com espessura em torno de 3,0 mm para análise da superfície tanto do lado do aço quanto do lado do alumínio. Para estas amostras, apenas a limpeza da superficial foi realizada, utilizando-se de acetona pura num equipamento de ultrassom. A análise da fratura e o mapeamento superficial para identificação e quantificação dos elementos químicos presentes foi executado via MEV-FEG/EDS no Microscópio Eletrônico de Varredura por emissão de campo Tescan Mira3, alocado no COPDT/INPE.

5 RESULTADOS

Nesta seção são descritos os resultados de todas as amostras soldadas mencionadas no capítulo anterior deste trabalho.

5.1 Resultados das amostras íntegras

Dentre as amostras íntegras, a amostra AI-6 foi a única que testada no ensaio de tração teve seu rompimento no lado do alumínio, ou seja, a interface da junção apresentou maior resistência que o alumínio. Desta forma, as análises comparativas das amostras restantes são feitas utilizando-se como base a amostra AI-6 soldada com sucesso.

5.1.1 Medição da espessura da camada intermetálica

A espessura da camada intermetálica formada durante a soldagem não é contínua ao longo da interface de ligação, podendo ser melhor observada no raio médio do que no centro ou extremidades, conforme mostram as medições da camada de compostos intermetálicos das amostras AI. Foram realizadas quatro medições ao longo da interface de ligação para obtenção de um valor médio. A Tabela 5.1 relaciona as espessuras das camadas intermetálicas obtidas via MEV com os resultados da tensão de ruptura. As espessuras das camadas de compostos intermetálicos mensuradas nas amostras possuem valores dentro dos limites mencionados nos estudos realizados por Yilbas et al. (1995), com valores que oscilam entre 0,2 μm e 1,0 μm . O desvio padrão para todas as amostras não excede o máximo de 0,101 μm conforme calculado para amostra AI-4, o que indica que os dados da medição são confiáveis dentro de uma variação esperada.

Tabela 5.1 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração e espessura da camada intermetálica formada.

Amostra	Tensão Ruptura	Espessuras da Camada Intermetálica				Média da Espessura Camada Intermetálica [μm]	Desvio Padrão [μm]
	σR [MPa]	1 [μm]	2 [μm]	3 [μm]	4 [μm]		
Al-1	51,23	0,236	0,236	0,237	0,205	0,237	0,024
Al-2	54,39	0,305	0,236	0,253	0,202	0,253	0,038
Al-3	62,94	0,744	0,609	0,651	0,540	0,651	0,081
Al-4	76,54	0,744	0,676	0,778	0,744	0,778	0,101
Al-5	74,23	0,427	0,371	0,394	0,405	0,394	0,023
Al-6	80,16	0,709	0,879	0,803	0,845	0,803	0,065

Fonte: Autor.

Desvio Padrão calculado por:

$$DP = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - M_A)^2}{n}} \quad (5.1)$$

Onde:

Σ: símbolo de somatório. Indica o somatório de todos os termos, desde a primeira posição (i=1) até a posição n

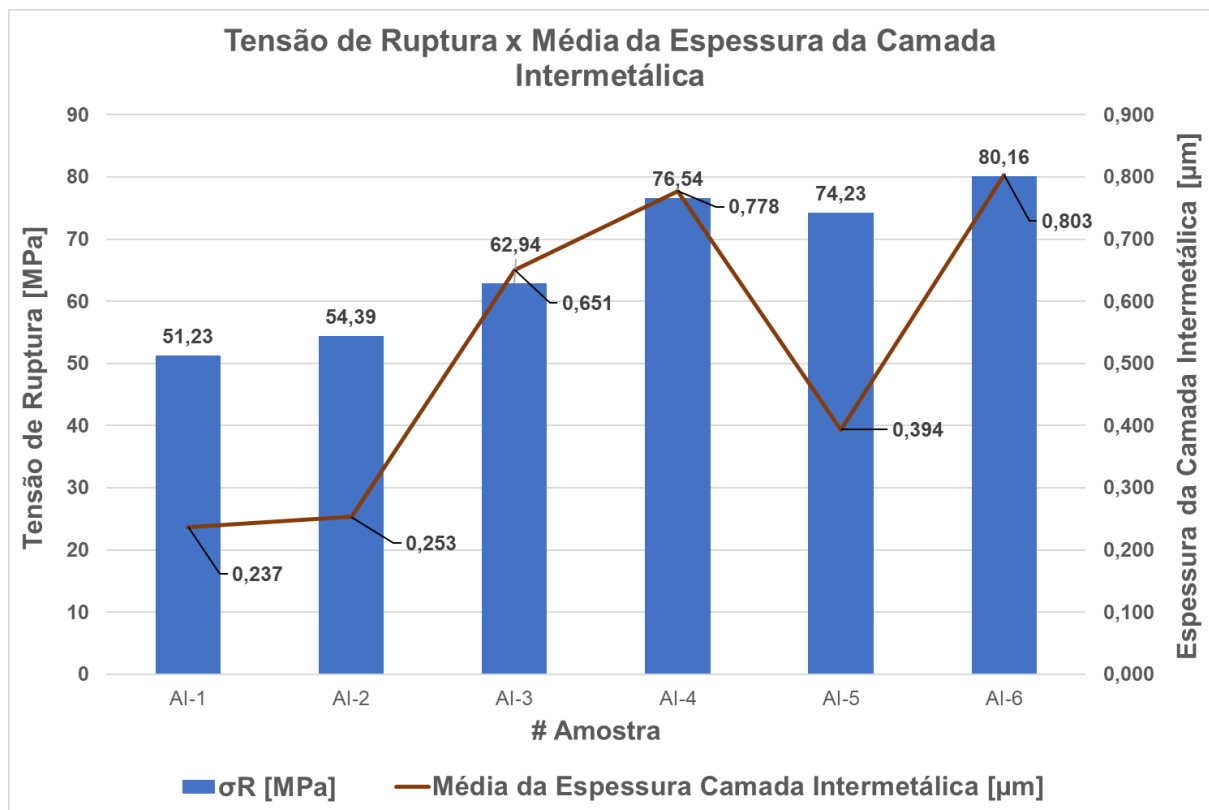
x_i: valor na posição i no conjunto de dados

M_A: média aritmética dos dados

n: quantidade de dados

A Figura 5.1 demonstra o comparativo da média da espessura da camada intermetálica com os valores obtidos no ensaio de tração das amostras Al.

Figura 5.1 – Comparativo do valor médio da espessura da camada de compostos intermetálicos x Tensão de Ruptura.



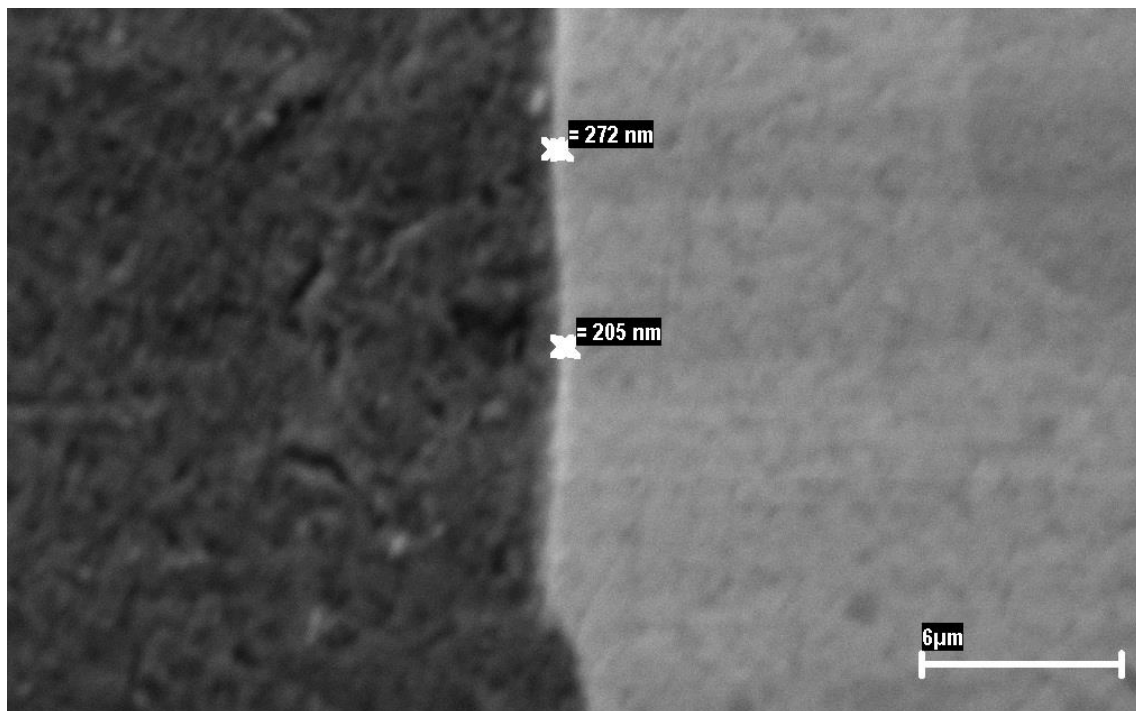
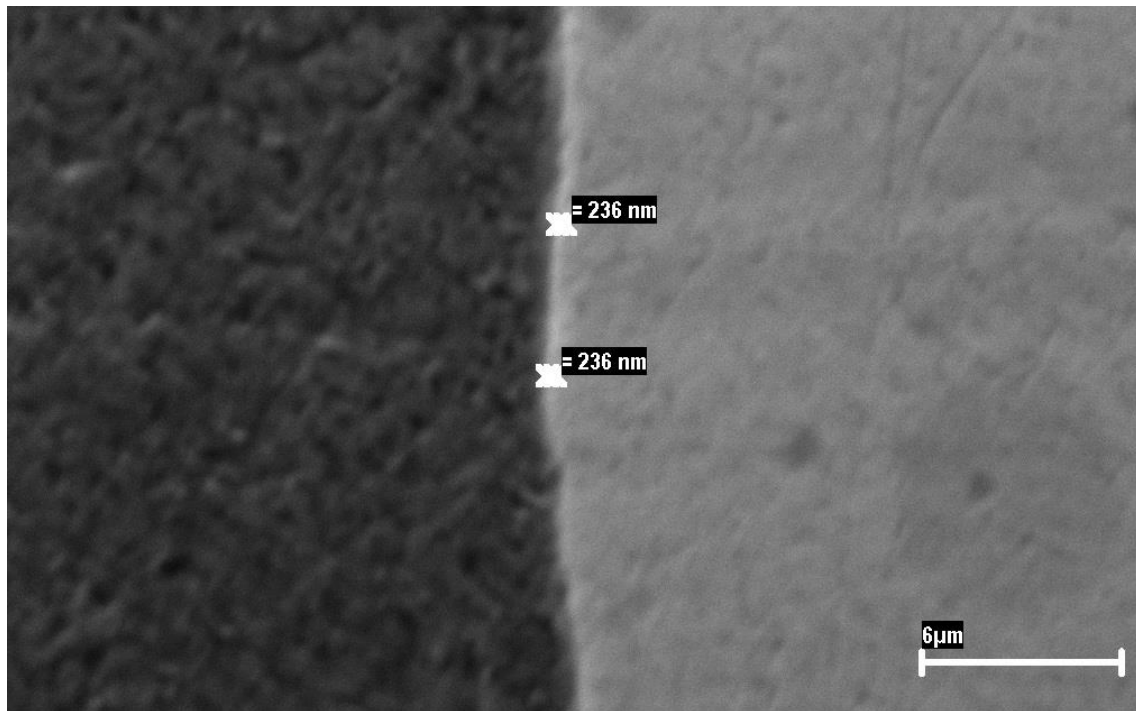
Fonte: Autor.

Pode ser observado que a amostra AI-6, com maior valor de resistência mecânica obtida no ensaio de tração (80,16 MPa), apresentou o maior valor de espessura de camada de compostos intermetálicos (0,803 μm), enquanto que, a amostra AI-1, que apresentou menor resistência no ensaio de tração (51,23 MPa), apresentou o menor valor da espessura de camada compostos intermetálico (0,237 μm).

Ainda, conforme descrito por Wang *et al.* (2020), a formação moderada de CIM's foi necessária para que uma ligação gerasse uma junção resistente.

A Figura 5.2 demonstra os pontos de medição da amostra AI-1.

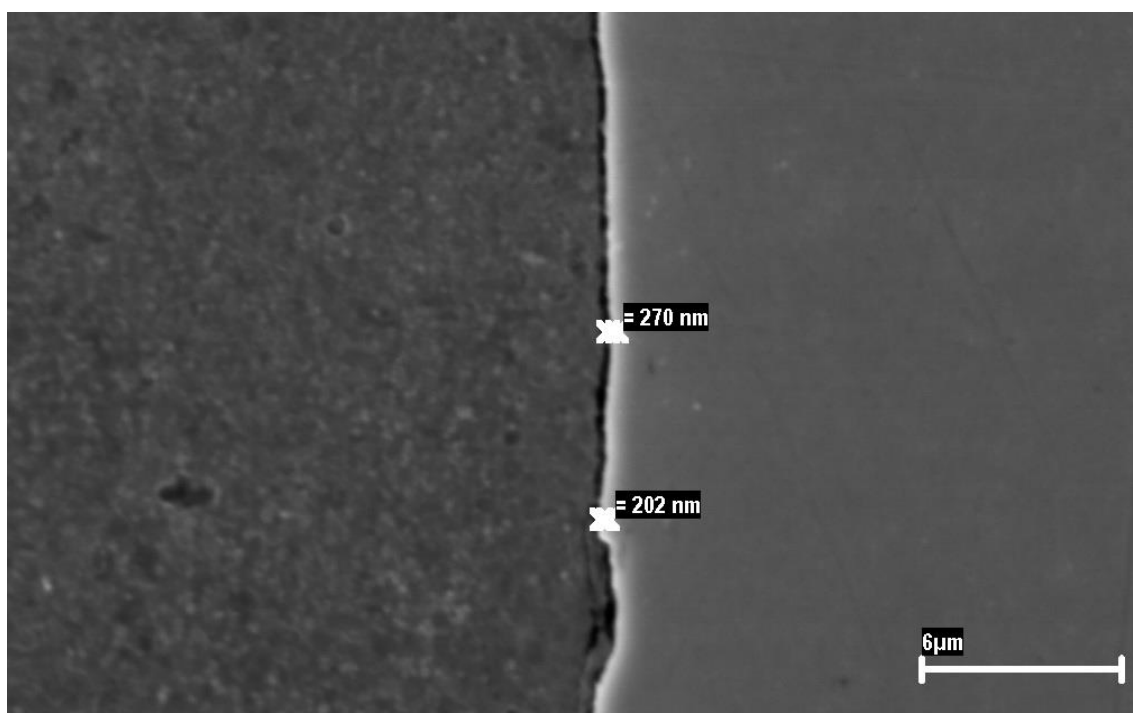
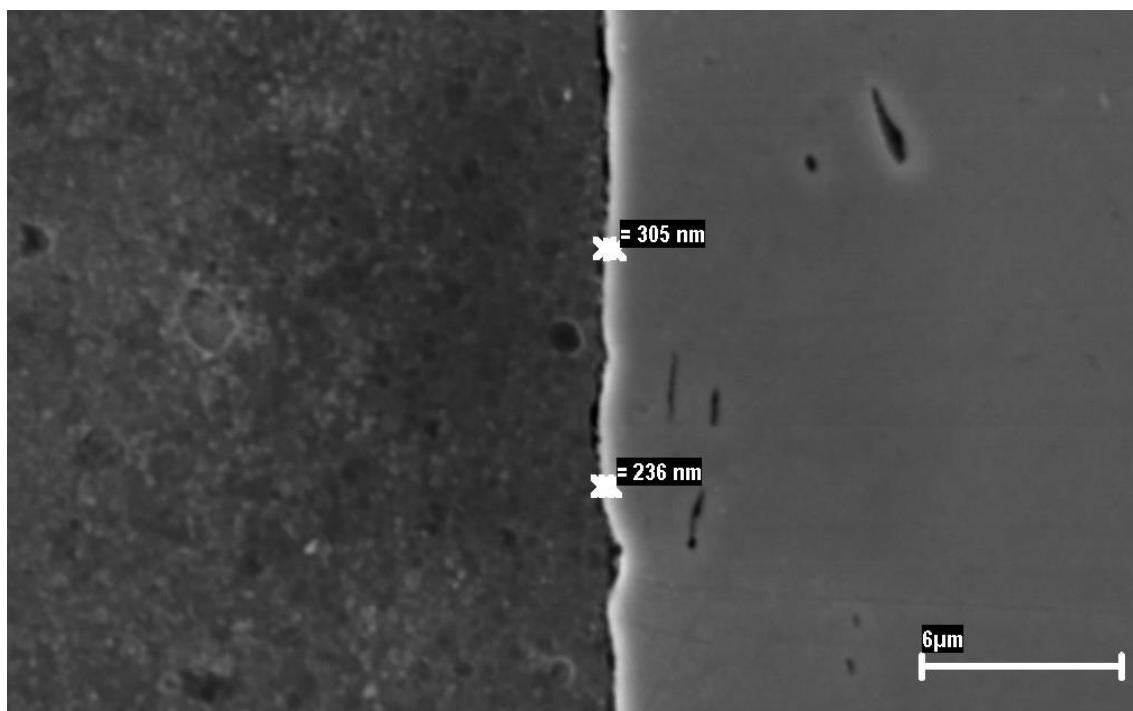
Figura 5.2 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-1.



Fonte: Autor.

A Figura 5.3 demonstra os pontos de medição da amostra Al-2.

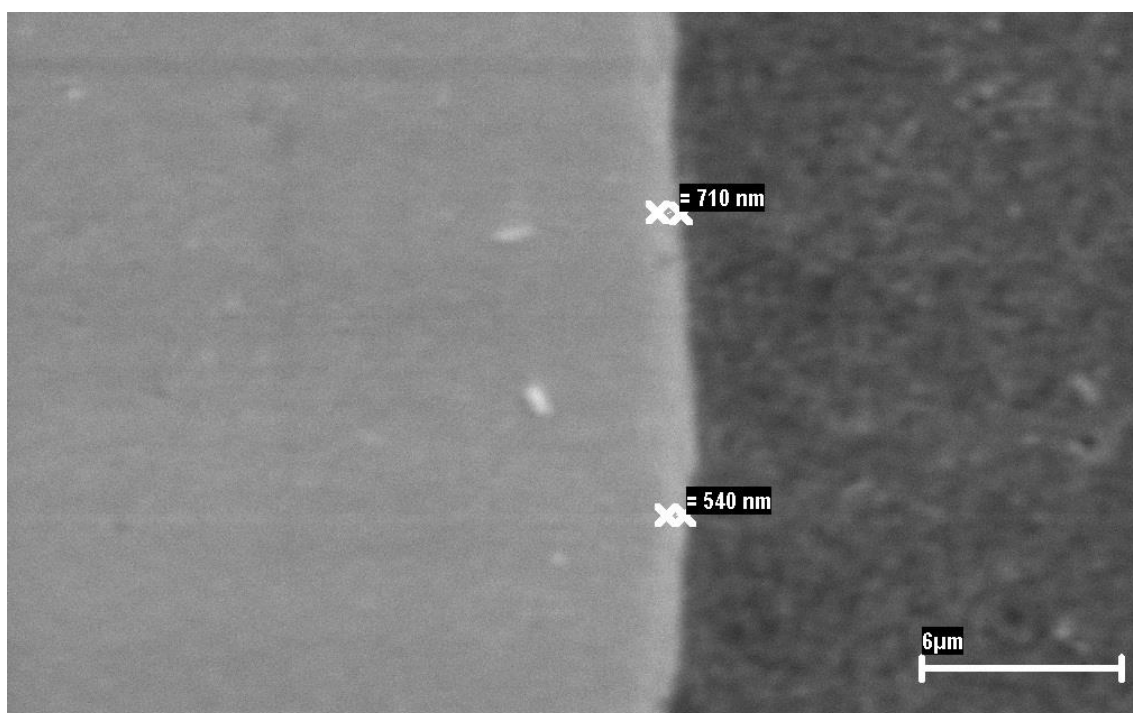
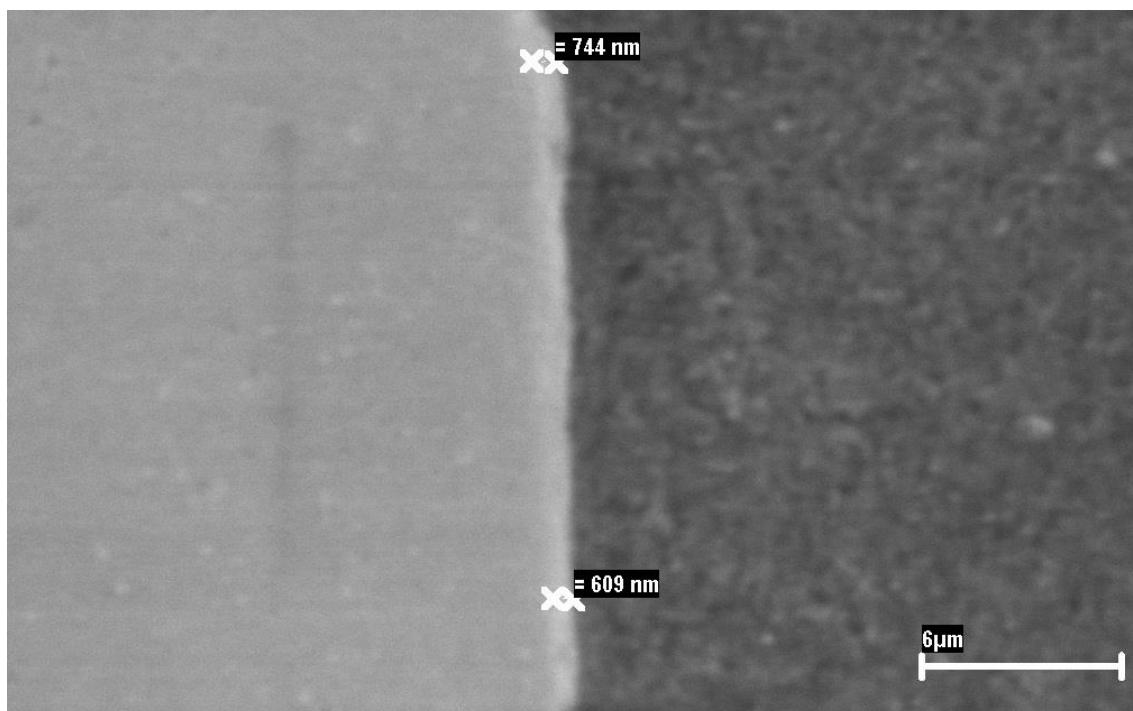
Figura 5.3 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-2.



Fonte: Autor.

A Figura 5.4 demonstra os pontos de medição da amostra Al-3.

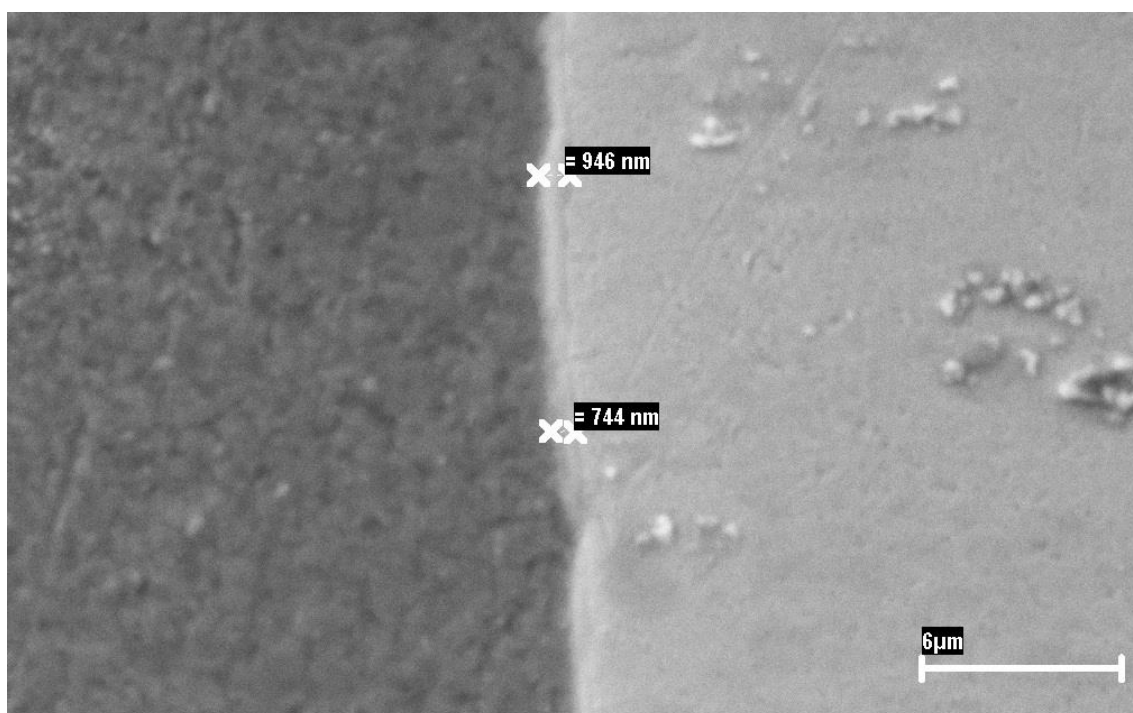
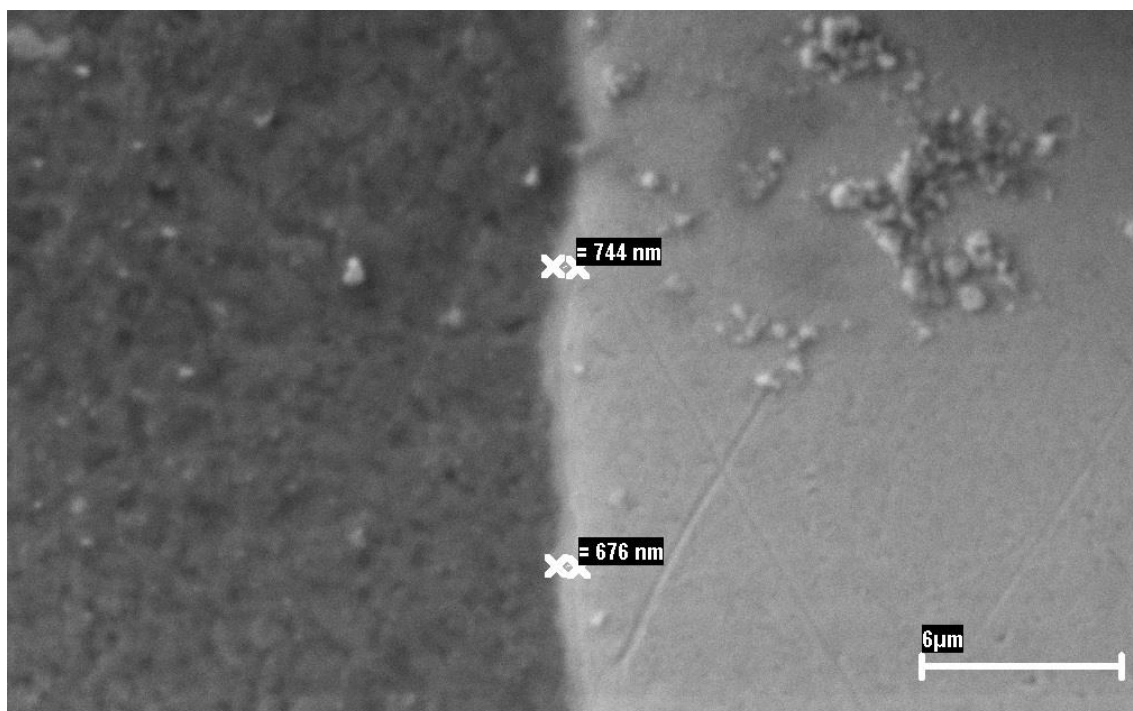
Figura 5.4 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-3.



Fonte: Autor.

A Figura 5.5 demonstra os pontos de medição da amostra Al-4.

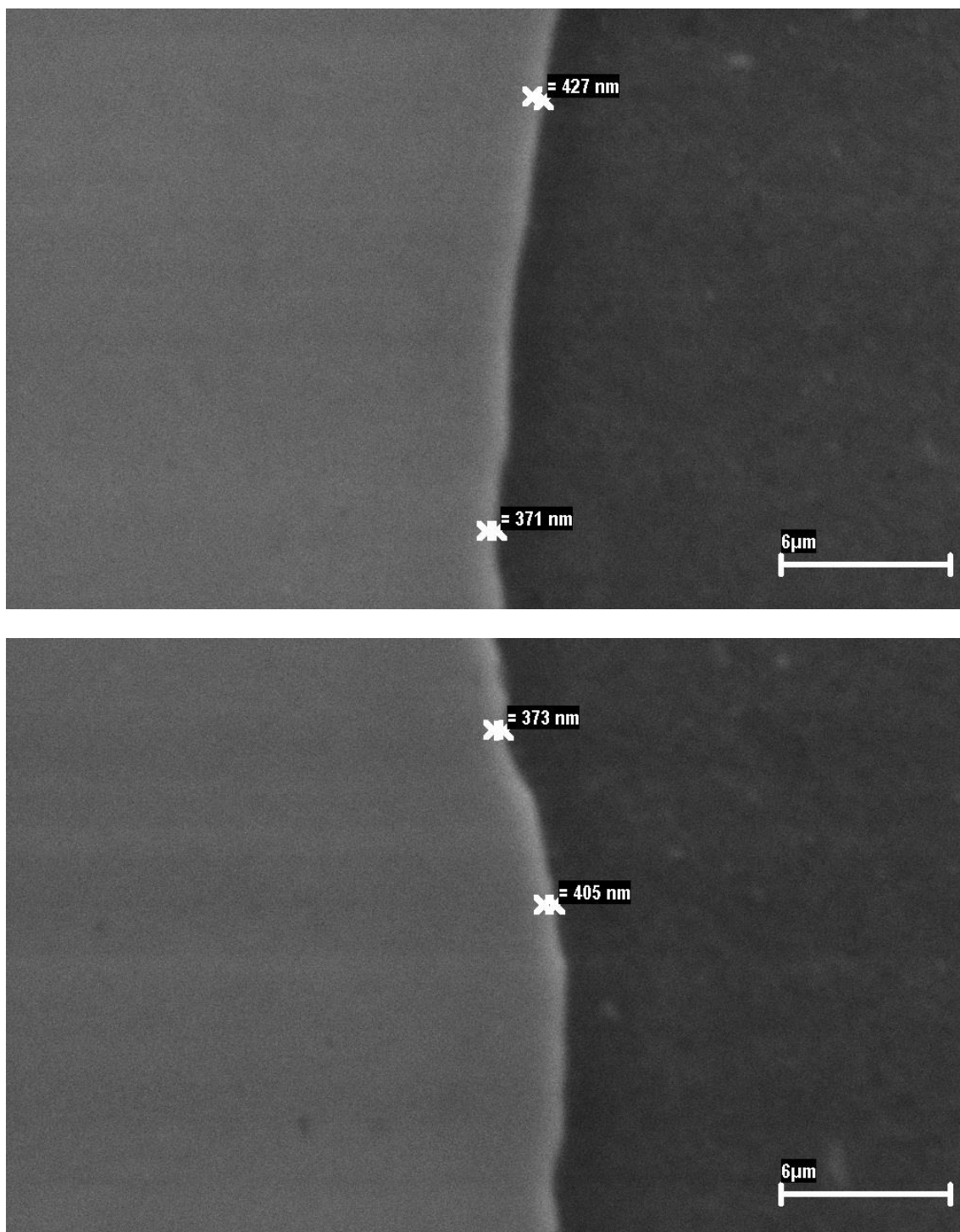
Figura 5.5 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-4.



Fonte: Autor.

A Figura 5.6 demonstra os pontos de medição da amostra Al-5.

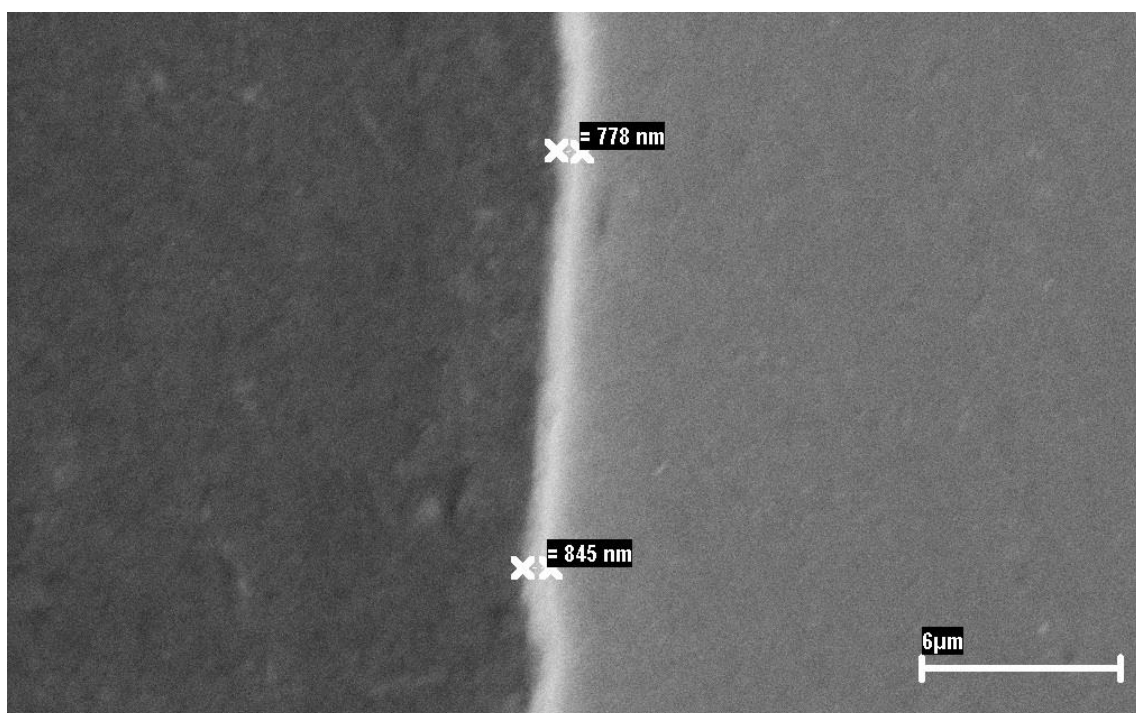
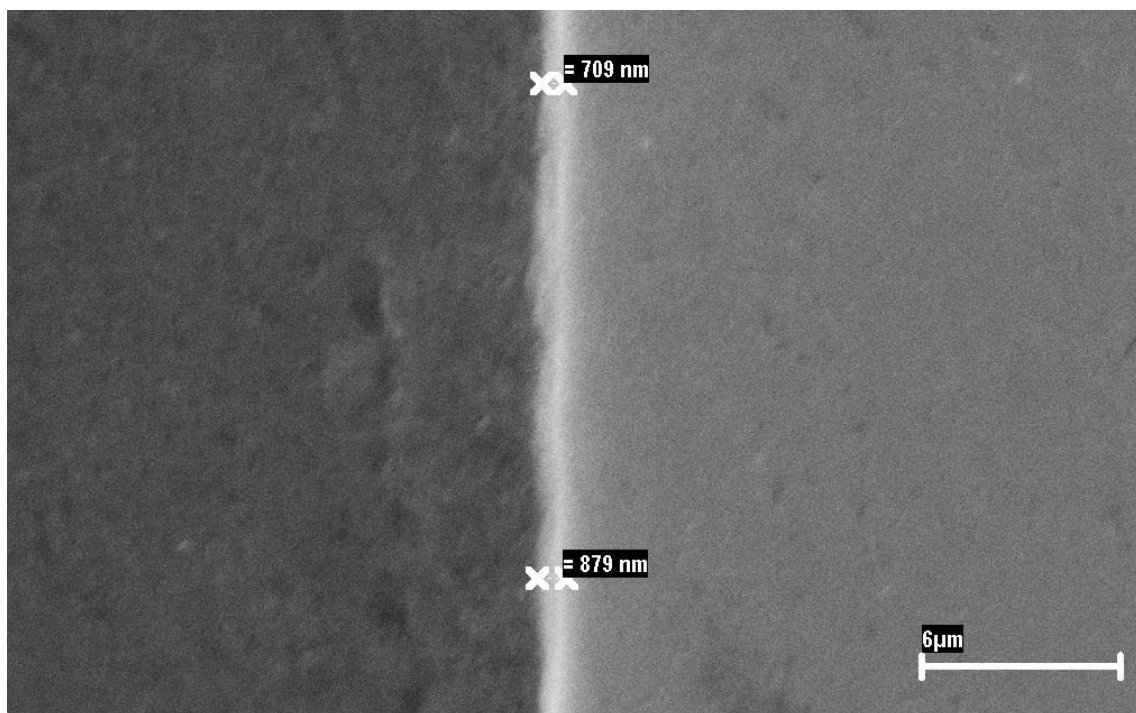
Figura 5.6 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-5.



Fonte: Autor.

A Figura 5.7 demonstra os pontos de medição da amostra Al-6.

Figura 5.7 – Pontos de medição da espessura da camada intermetálica – Al-6.



Fonte: Autor.

5.1.2 Análise de *linescan*

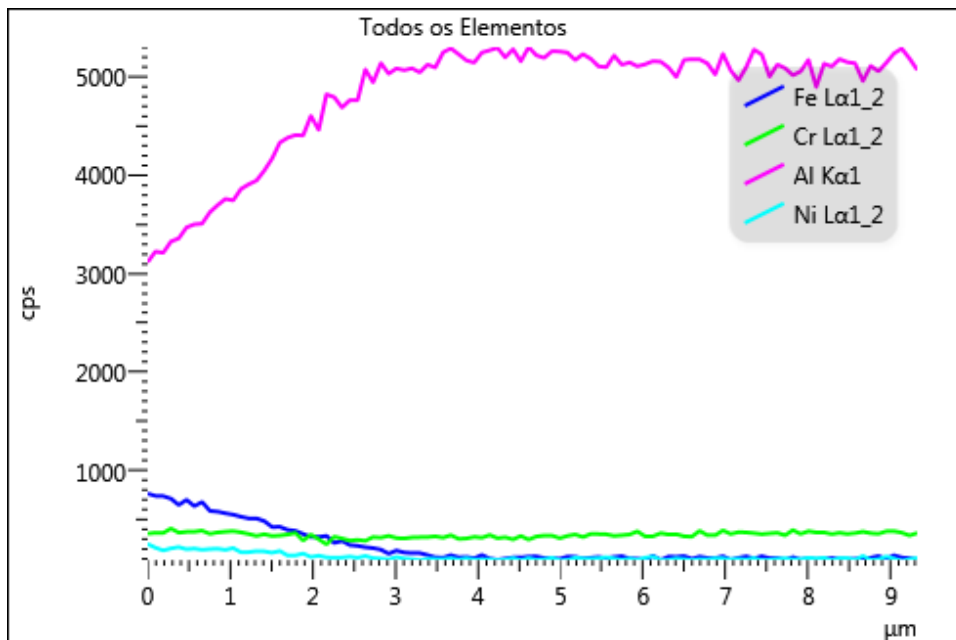
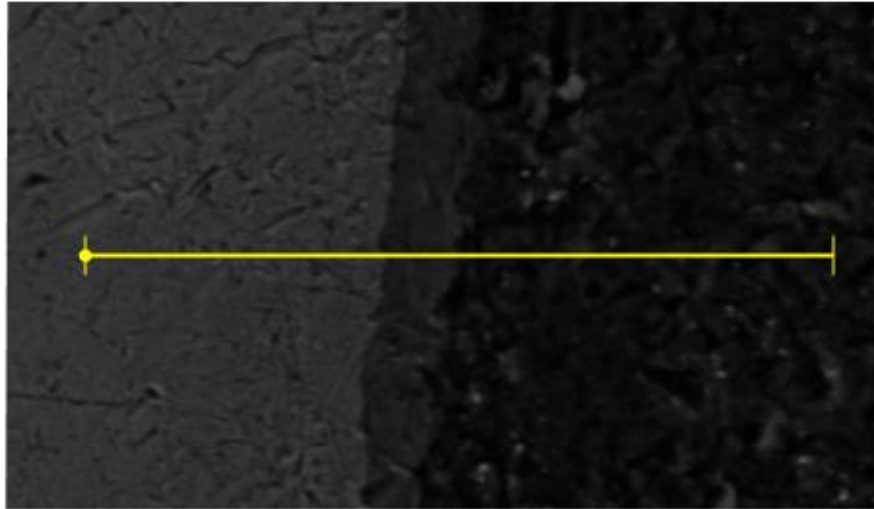
As análises de *linescan* demonstram a presença de elementos ao longo da superfície da amostra. O escaneamento dos elementos é feito para as seis (6) amostras sempre partindo do lado do aço para o lado do alumínio.

Todos os parâmetros utilizados no FEG (EDS) foram mantidos os mesmos para todas as amostras, o que significa que houve uma padronização no *setup* feito no equipamento de forma a estabelecer critérios para que as comparações pudessem ser feitas.

É possível observar que para a amostra AI-1, a curva do alumínio não decai ao longo da interface, o que significa que ao longo dos 9,0 μm analisados, tendo centralizado a interface, há a presença de átomos de alumínio, inclusive do lado do aço. Entretanto, observa-se o decaimento dos átomos de ferro antes da interface, o que indica que a difusão de ferro não aconteceu para o lado do alumínio de forma adequada, contribuindo para a baixa resistência mecânica da amostra.

A Figura 5.8 demonstra os a análise de *linescan* feita para amostra AI-1.

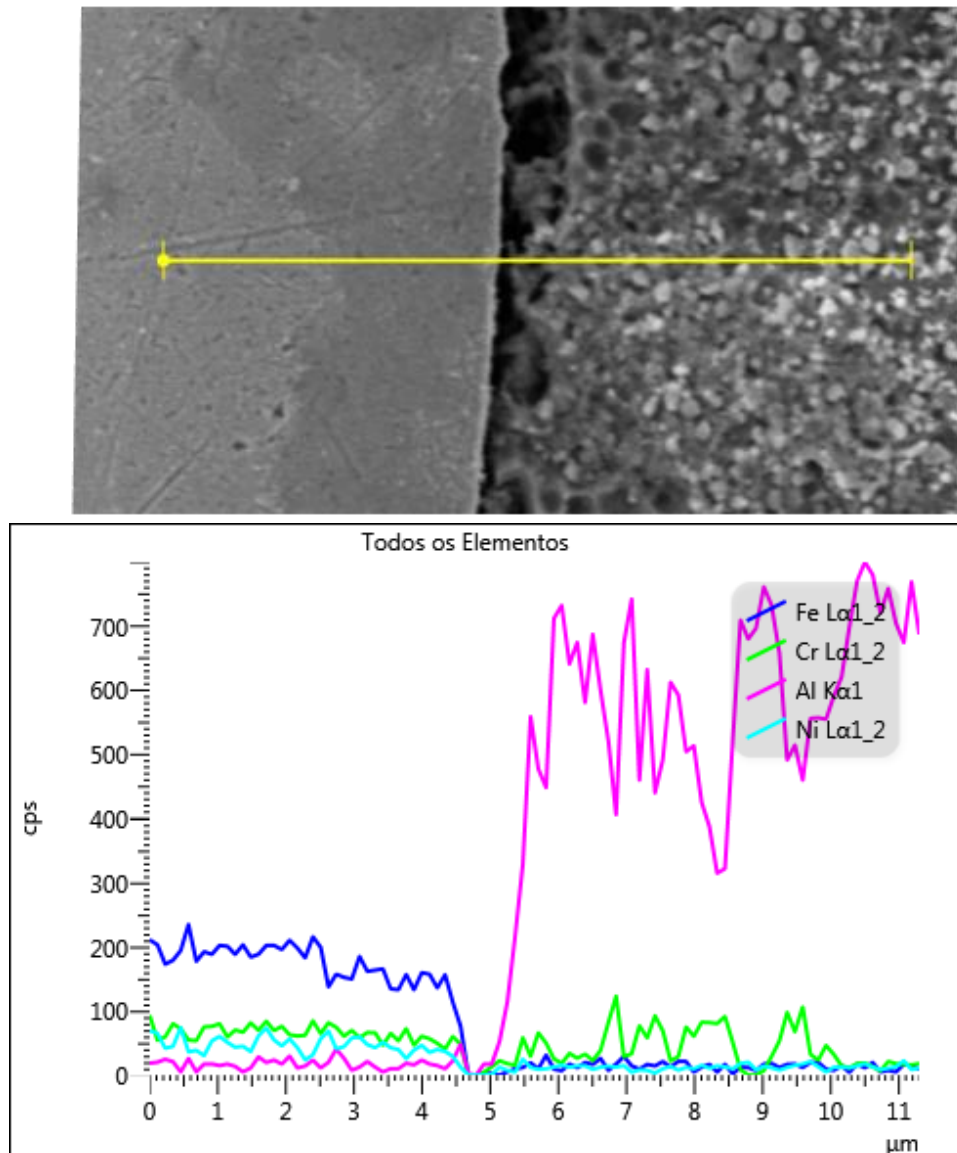
Figura 5.8 – Análise de *Linescan* – Al-1.



Fonte: Autor.

A amostra Al-2, apresenta comportamento semelhante quando relacionado a difusão de ferro para o lado do alumínio. É possível observar pequenos picos de cromo indicados do lado do alumínio, porém, como a quantidade de ferro presente é baixa, a amostra teve valores não suficientes para que a ruptura durante ensaio de tração ocorresse do lado do alumínio. A Figura 5.9 demonstra os a análise de *linescan* feita para amostra Al-2.

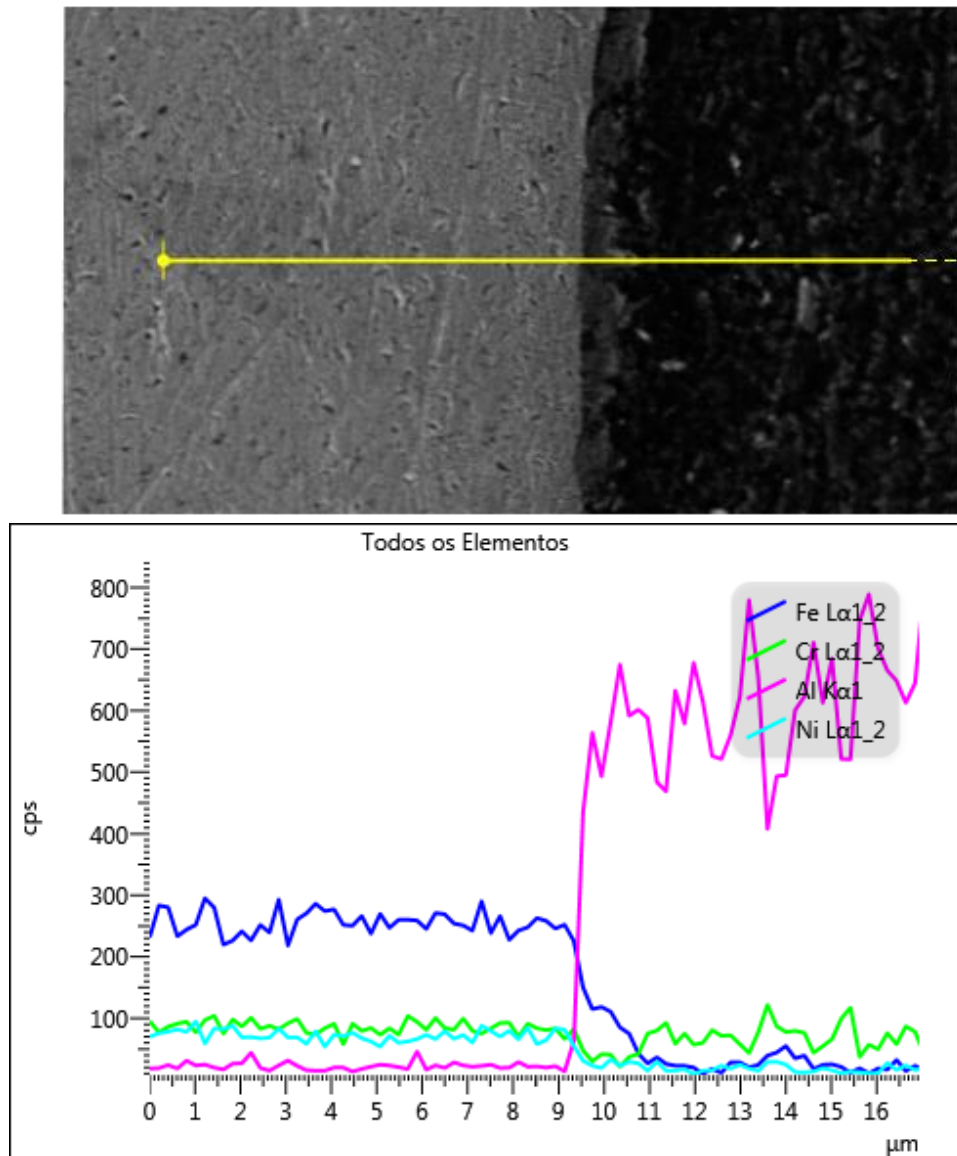
Figura 5.9 – Análise de *linescan* – Al-2.



Fonte: Autor.

A amostra Al-3, já demonstra uma pequena zona de transição presente entre os elementos do aço inoxidável AISI 304 e do alumínio AA1050. Átomos de ferro se difundiram em torno de 2 μm após a interface de transição dos materiais. É possível observar pequenos picos de cromo indicados do lado do alumínio, porém, como a quantidade de ferro presente na interface é baixa, a amostra não atingiu resistência mecânica suficiente para que a ruptura durante ensaio de tração ocorresse do lado do alumínio. A Figura 5.10 demonstra os a análise de *linescan* feita para amostra Al-3.

Figura 5.10 – Análise de *linescan* – Al-3.

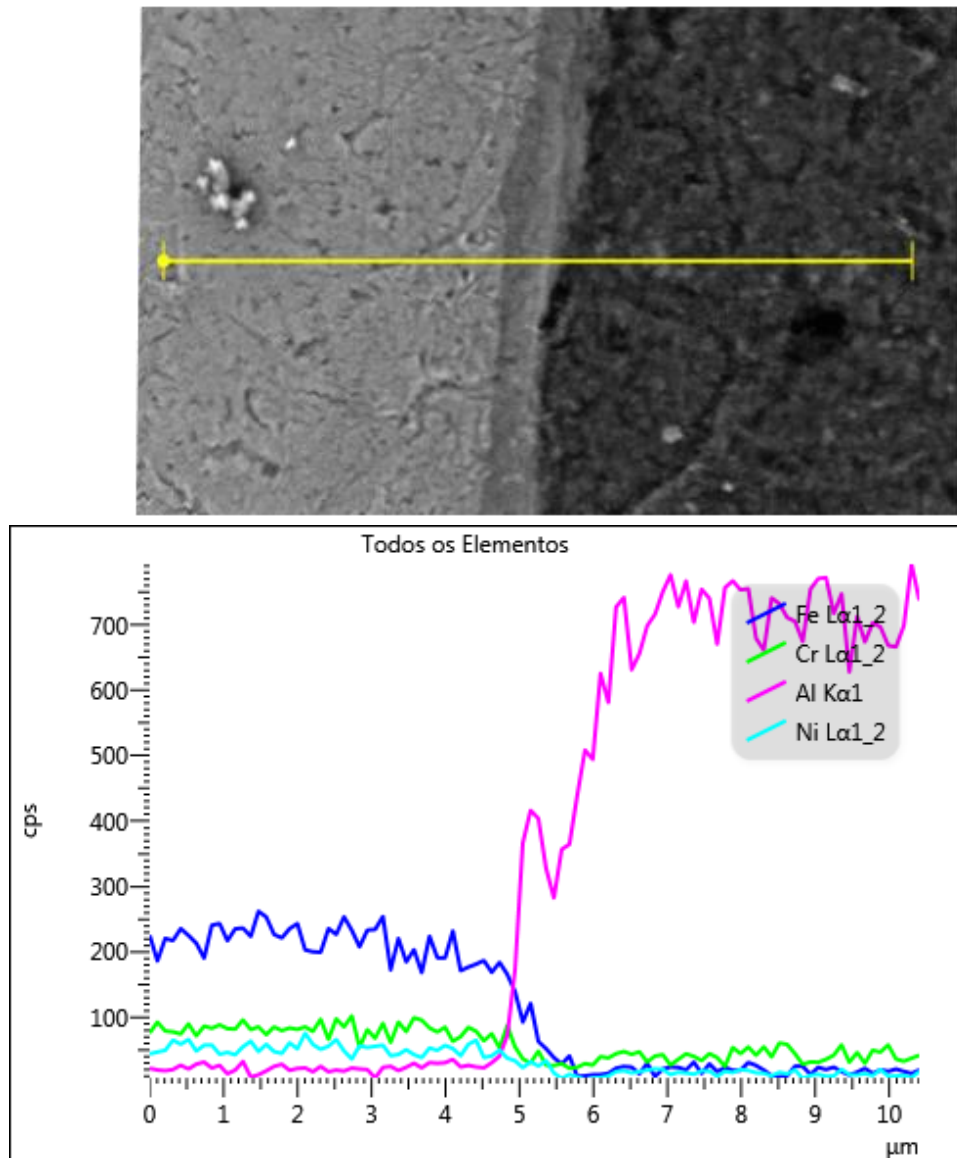


Fonte: Autor.

A amostra Al-4, durante análise via *linescan*, demonstrou comportamento bem similar ao presente na amostra Al-3, com picos de cromo um pouco menores do lado do alumínio comparadas a amostra Al-3.

A Figura 5.11 demonstra os a análise de *linescan* feita para amostra Al-4.

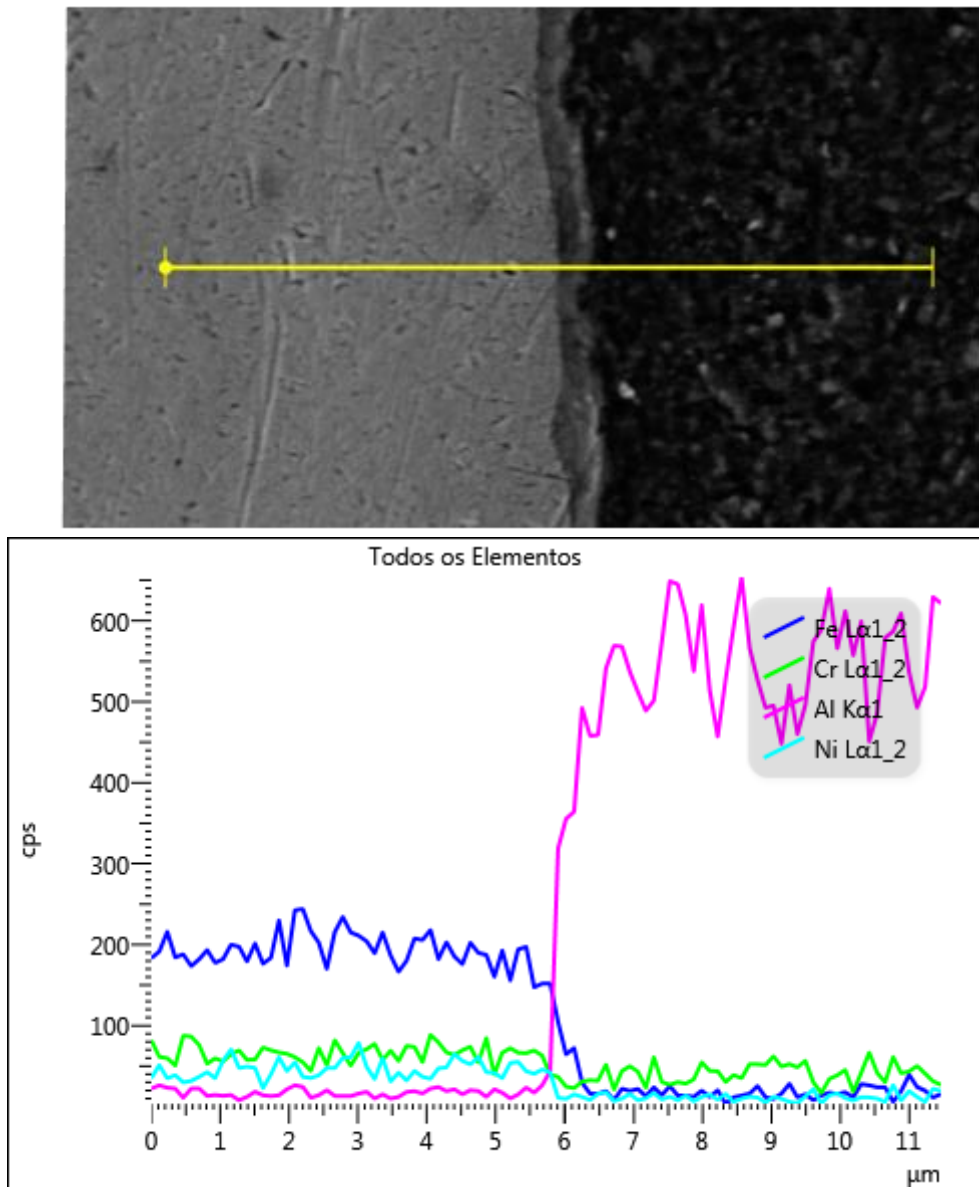
Figura 5.11 – Análise de *linescan* – Al-4.



Fonte: Autor.

A amostra Al-5, durante análise via *linescan*, demonstrou comportamento bem similar ao presente nas amostras Al-3 e Al-4, com picos de cromo um pouco menores do lado do alumínio comparada a amostra Al-3. A Figura 5.12 demonstra os a análise de *linescan* feita para amostra Al-5.

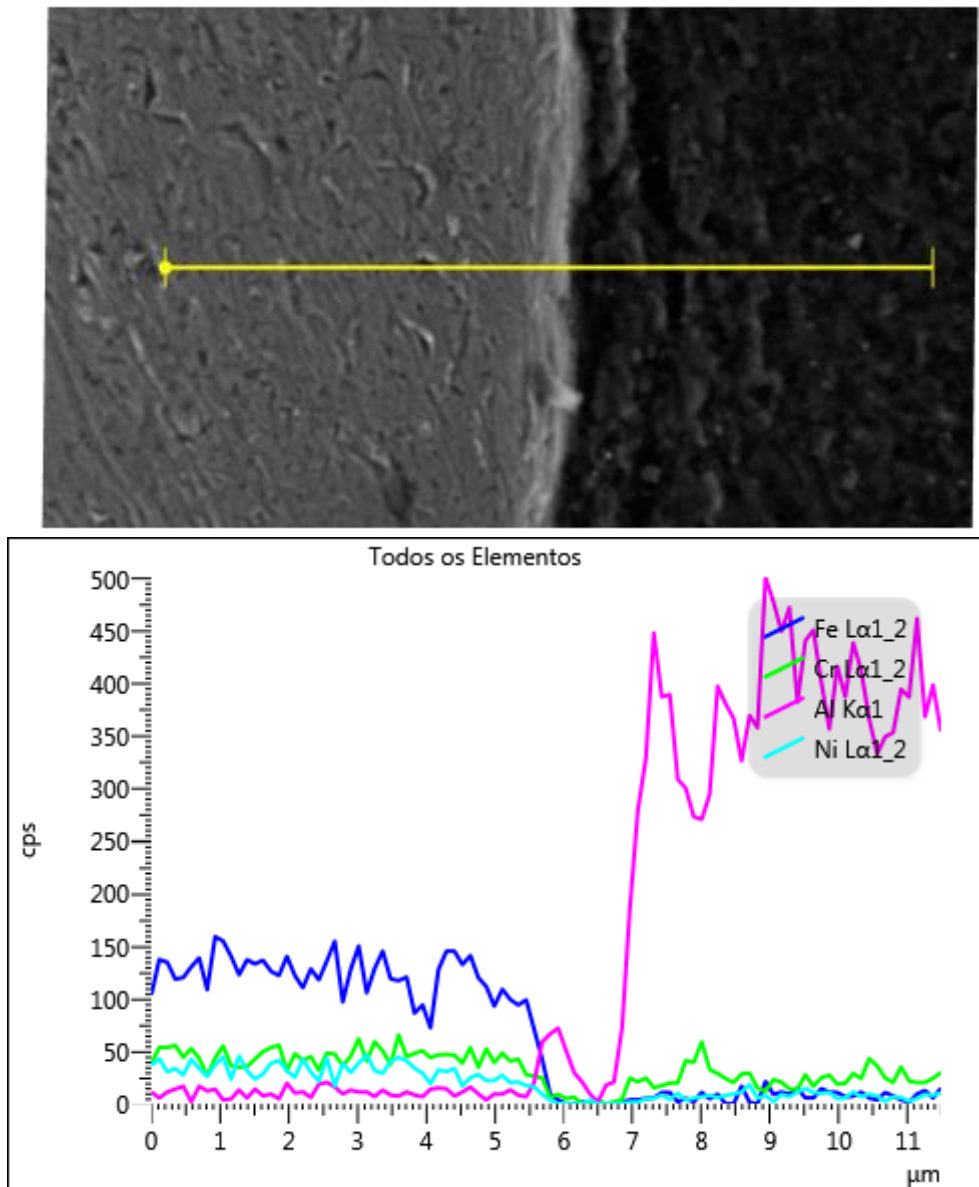
Figura 5.12 – Análise de *linescan* – Al-5.



Fonte: Autor.

A amostra Al-6, durante análise via *linescan*, demonstrou pouca transição entre elementos entre os dois materiais que compõem a amostra. Entretanto, na seção 5.1.3 deste trabalho e consequente subseções, pode ser observado a composição elemental da interface da amostra apresentando grande concentração de ferro, contribuindo para a maior resistência desta amostra. A Figura 5.13 demonstra os a análise de *linescan* feita para amostra Al-6.

Figura 5.13 – Análise de *linescan* – Al-6.

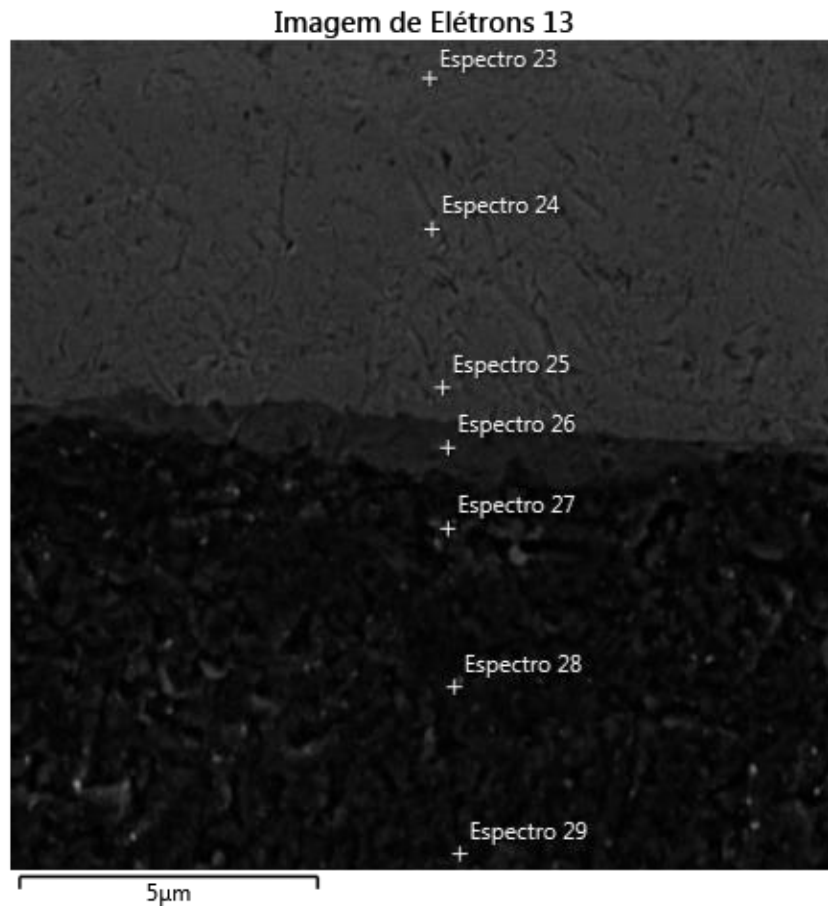


Fonte: Autor.

5.1.3 Análise de EDS (por espectro)

Para todas as amostras, a localização dos espectros foi selecionada conforme Figura 5.14, com três espectros no lado do aço (mais claro): na extremidade, no ponto médio e próximo a interface, na interface entre aço e alumínio e no lado do alumínio (mais escuro) próximo a interface, no ponto médio e na extremidade.

Figura 5.14 – Localização dos espectros para análise EDS.



Fonte: Autor.

Nota: refere-se à extremidade o ponto mais distante da interface analisado, não a extremidade da amostra.

5.1.3.1 Análise da extremidade – lado aço

A Tabela 5.2 demonstra a porcentagem peso (%) da composição elementar presente na extremidade do lado do aço, dentro da ampliação utilizada na análise.

Tabela 5.2 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado aço – Extremidade.

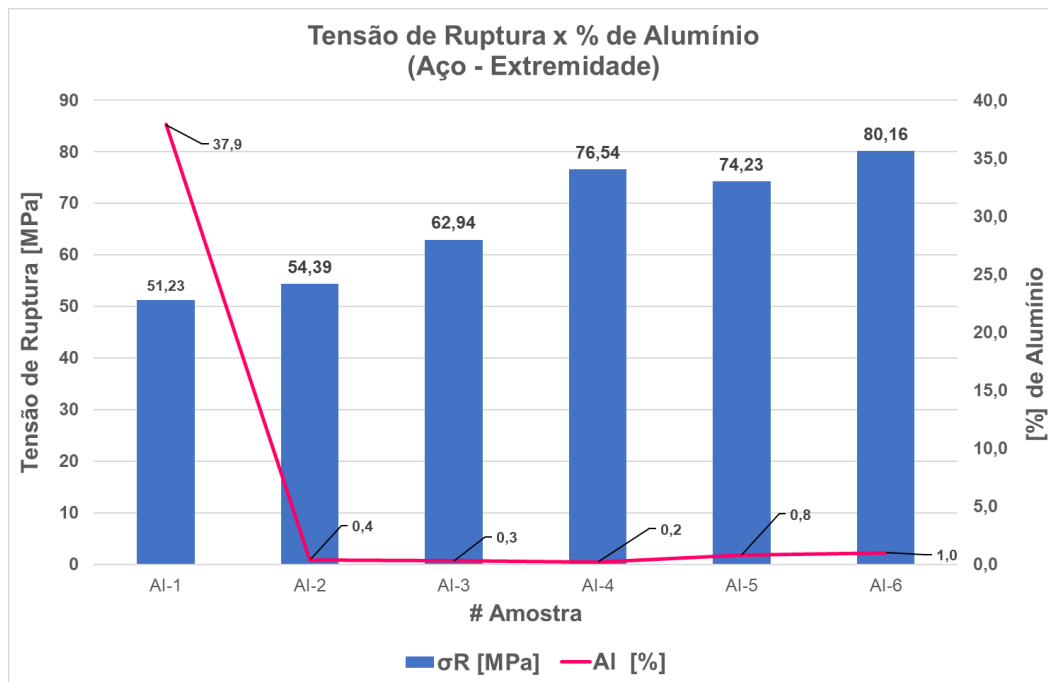
Amostra	Tensão Ruptura	Composição			
	σ_R [MPa]	Al [%]	Fe [%]	Cr [%]	Ni [%]
AI-1	51,23	37,9	42,6	14,6	4,9
AI-2	54,39	0,4	71,5	18,0	10,1
AI-3	62,94	0,3	68,1	20,8	10,8
AI-4	76,54	0,2	70,6	19,5	9,6
AI-5	74,23	0,8	69,3	22,4	7,5
AI-6	80,16	1,0	68,9	19,1	11,0

Fonte: Autor.

Os valores apresentados neste ponto são próximos em todas amostras (variando menos de 4% para todos os elementos apresentados), com exceção da amostra AI-1. Uma correlação entre a porcentagem dos elementos presentes e a tensão de ruptura não é possível uma vez que as amostras apresentaram porcentagens elementais com pouca variação neste ponto.

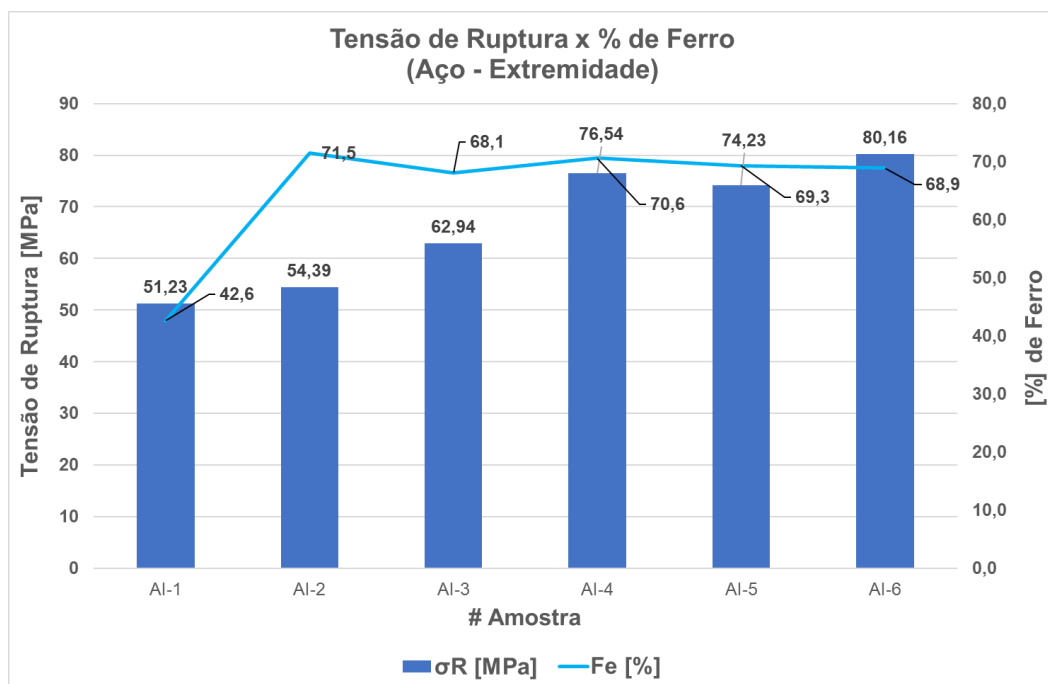
O Gráfico 5.1, o Gráfico 5.2, o Gráfico 5.3 e o Gráfico 5.4 correlacionam respectivamente a porcentagem de alumínio , ferro, cromo e níquel presentes na extremidade do lado do aço inoxidável AISI 304 comparando com a tensão de ruptura da de cada amostra.

Gráfico 5.1 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Lado aço – Extremidade.



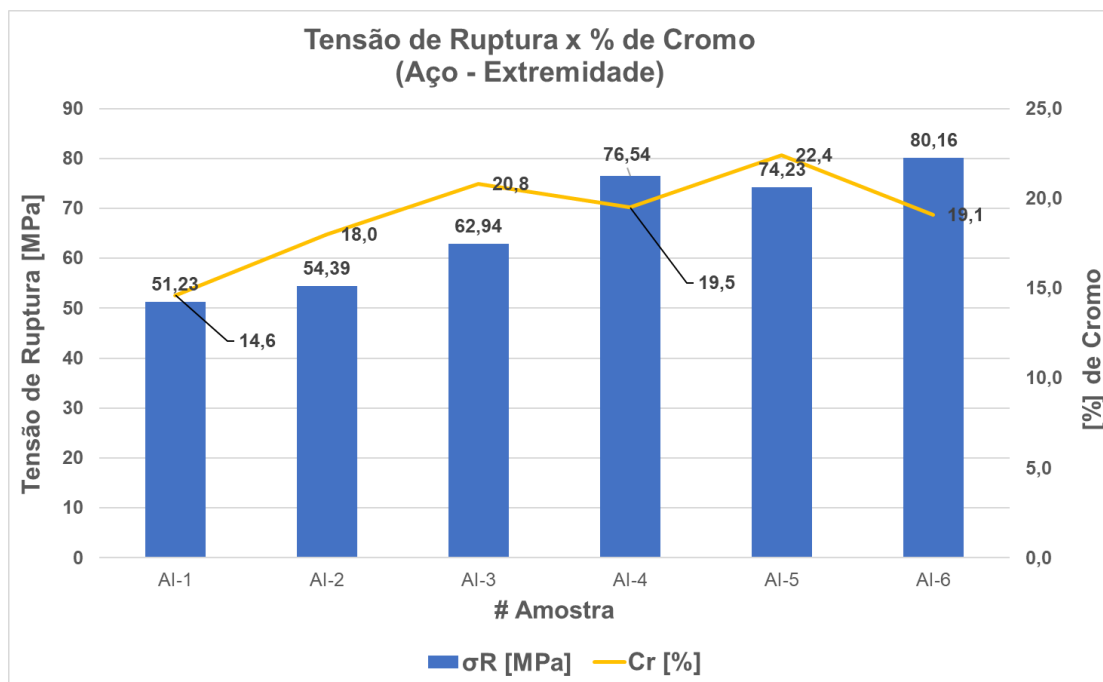
Fonte: Autor.

Gráfico 5.2 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Lado aço – Extremidade.



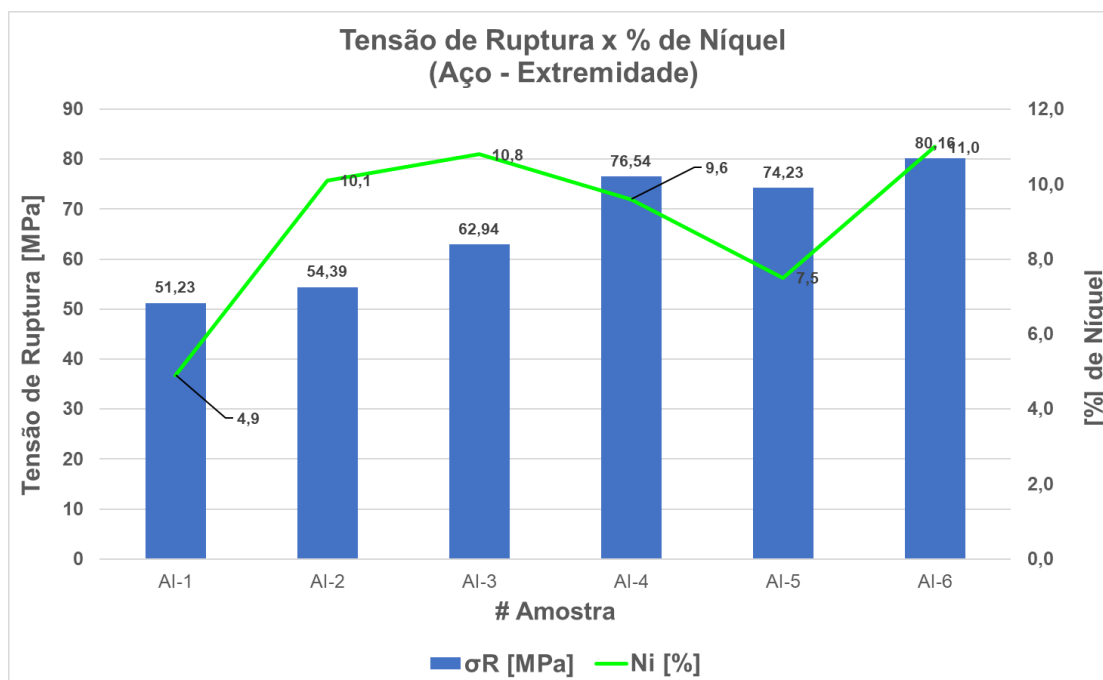
Fonte: Autor.

Gráfico 5.3 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Lado aço – Extremidade.



Fonte: Autor.

Gráfico 5.4 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Lado aço – Extremidade.



Fonte: Autor.

5.1.3.2 Análise do ponto médio – lado aço

A Tabela 5.3 demonstra a porcentagem peso (%) da composição elementar presente no ponto médio do lado do aço, dentro da ampliação utilizada na análise.

Tabela 5.3 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado aço – Ponto médio.

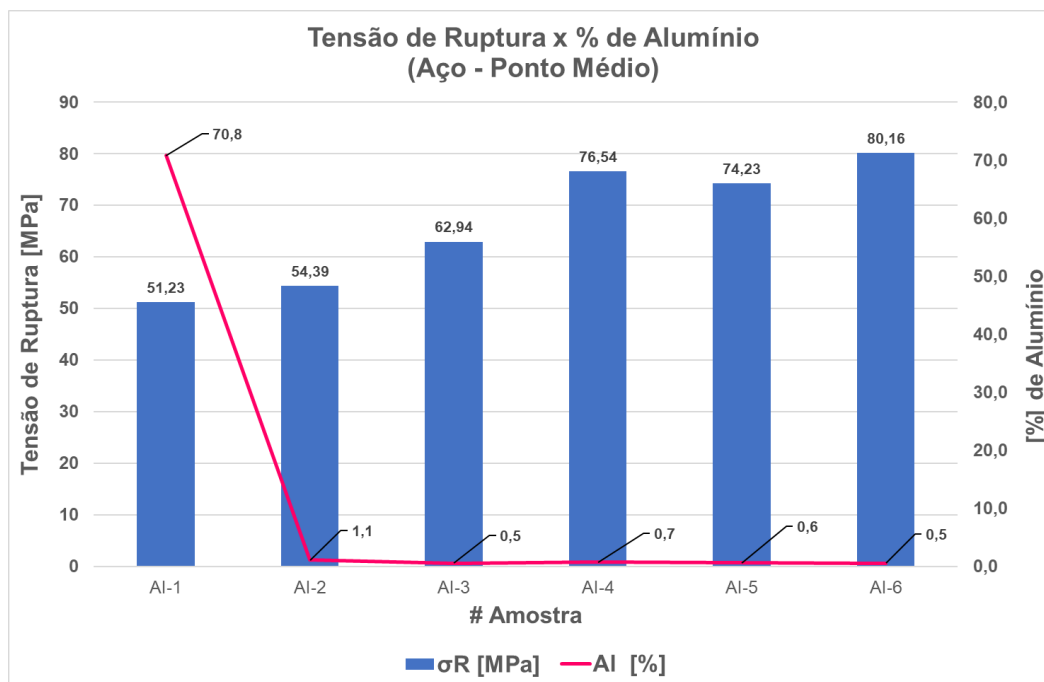
Amostra	Tensão Ruptura	Composição			
	σ_R [MPa]	Al [%]	Fe [%]	Cr [%]	Ni [%]
AI-1	51,23	70,8	19,2	7,9	2,1
AI-2	54,39	1,1	67,1	24,7	7,1
AI-3	62,94	0,5	69,6	19,4	10,5
AI-4	76,54	0,7	71,1	19,5	8,8
AI-5	74,23	0,6	69,3	21,5	8,6
AI-6	80,16	0,5	68,0	22,3	9,2

Fonte: Autor.

Os valores apresentados neste ponto são próximos em todas amostras (variando menos de 4% para todos os elementos apresentados), com exceção da amostra AI-1. Uma correlação entre a porcentagem dos elementos presentes e a tensão de ruptura não é possível uma vez que as amostras apresentaram porcentagens elementais com pouca variação neste ponto.

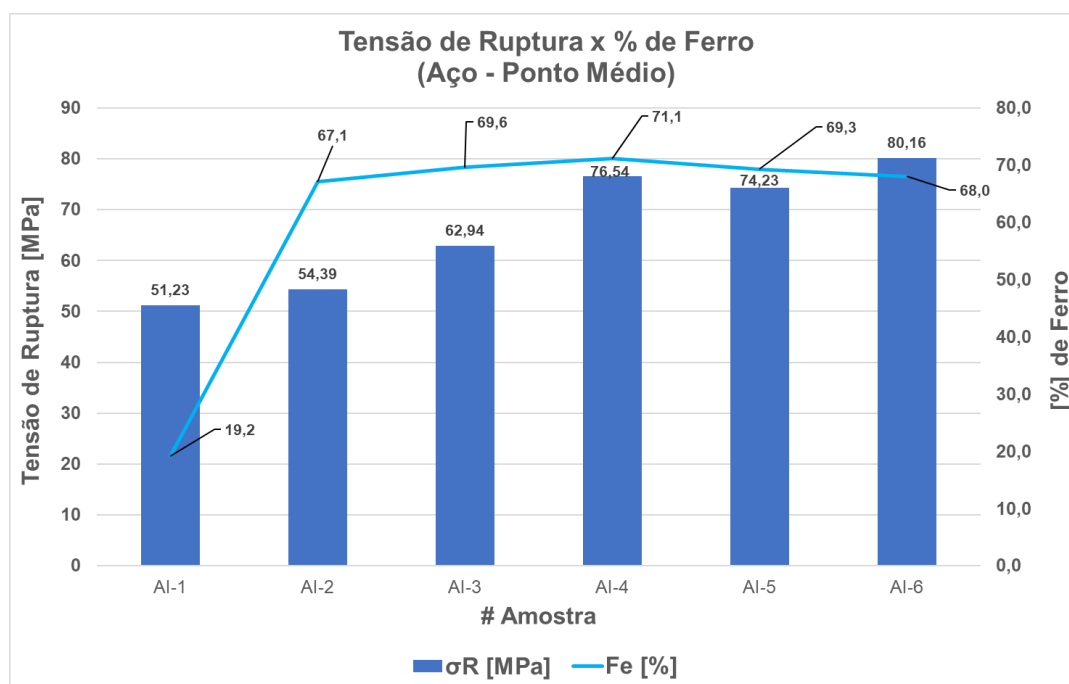
O Gráfico 5.5, o Gráfico 5.6, o Gráfico 5.7 e o Gráfico 5.8 correlacionam a porcentagem de alumínio, ferro, cromo e níquel presentes no ponto médio do lado do aço inoxidável AISI 304 comparando com a tensão de ruptura de cada amostra.

Gráfico 5.5 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Lado aço – Ponto Médio.



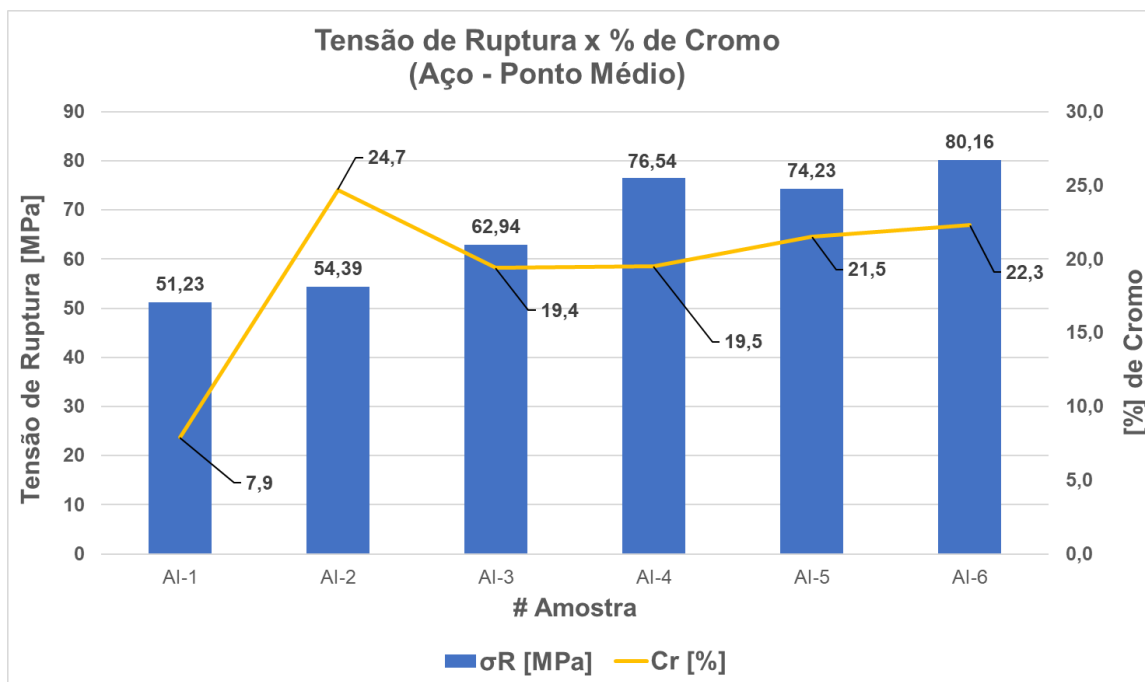
Fonte: Autor.

Gráfico 5.6 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Lado aço - Ponto Médio.



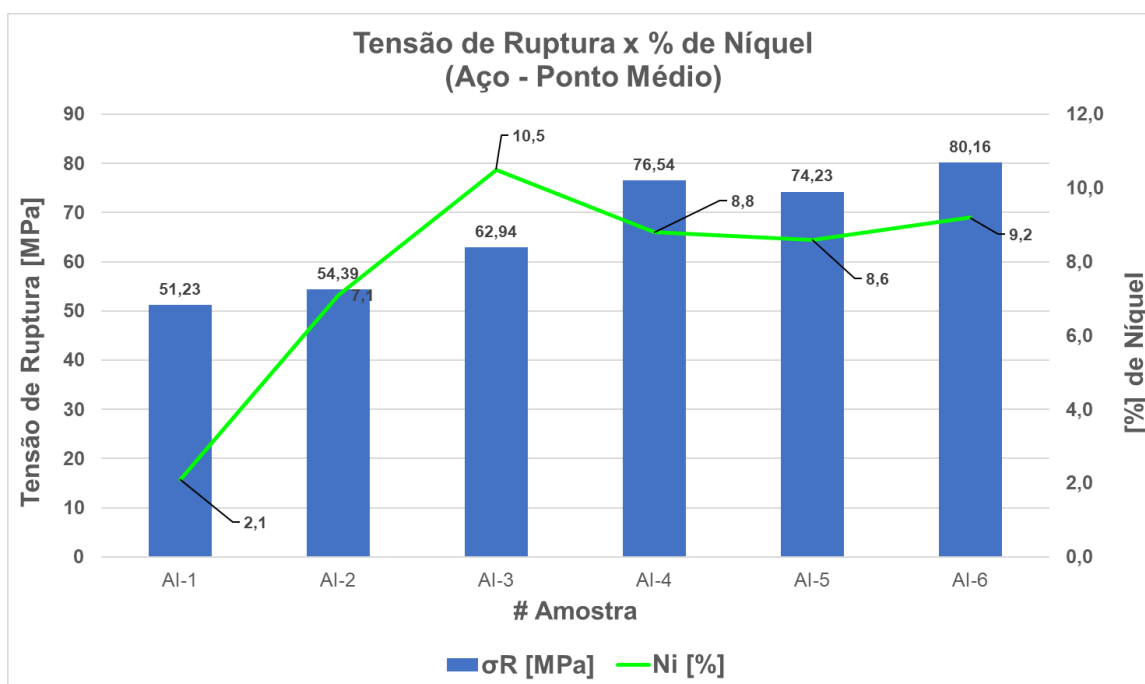
Fonte: Autor.

Gráfico 5.7 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Lado aço - Ponto Médio.



Fonte: Autor.

Gráfico 5.8 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Lado aço - Ponto Médio.



Fonte: Autor.

5.1.3.3 Análise próxima a interface– lado aço

A Tabela 5.4 demonstra porcentagem peso (%) da composição elementar presente no ponto médio do lado do aço, dentro da ampliação utilizada na análise.

Tabela 5.4 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado aço – Próximo a interface.

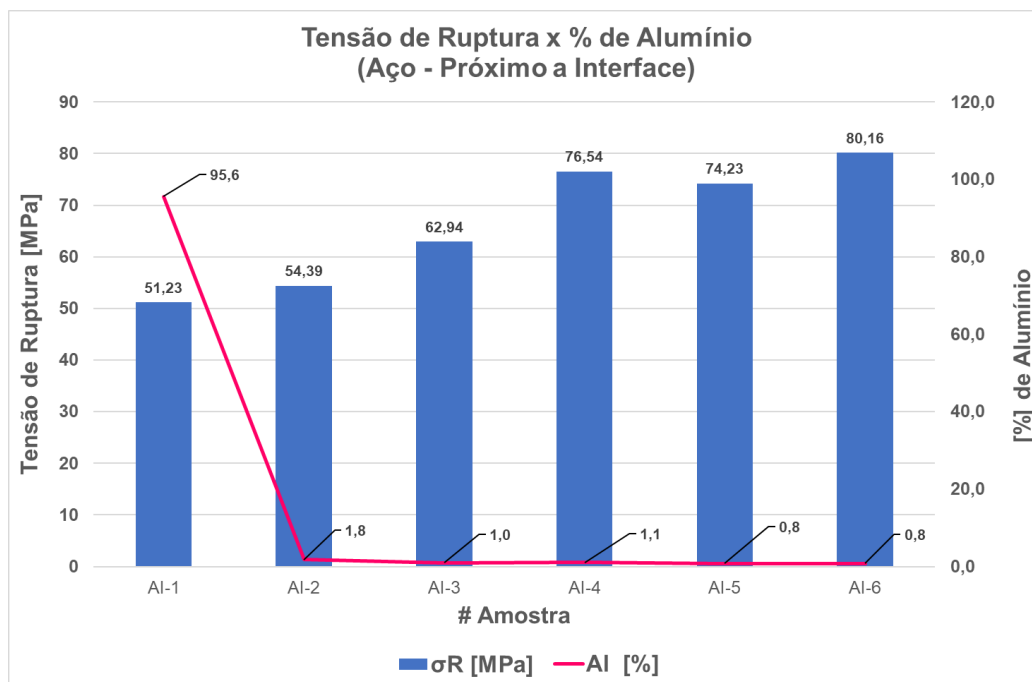
Amostra	Tensão Ruptura	Composição			
	σ_R [MPa]	Al [%]	Fe [%]	Cr [%]	Ni [%]
AI-1	51,23	95,6	1,9	2,5	0,0
AI-2	54,39	1,8	66,3	23,2	8,6
AI-3	62,94	1,0	69,6	19,4	10,5
AI-4	76,54	1,1	67,2	22,1	9,6
AI-5	74,23	0,8	66,8	23,0	9,4
AI-6	80,16	0,8	69,7	19,8	9,7

Fonte: Autor.

A amostra AI-6 apresenta a maior porcentagem de Fe e Ni próximo a interface, sendo este um dos indicativos da melhor resistência mecânica obtida nesta amostra.

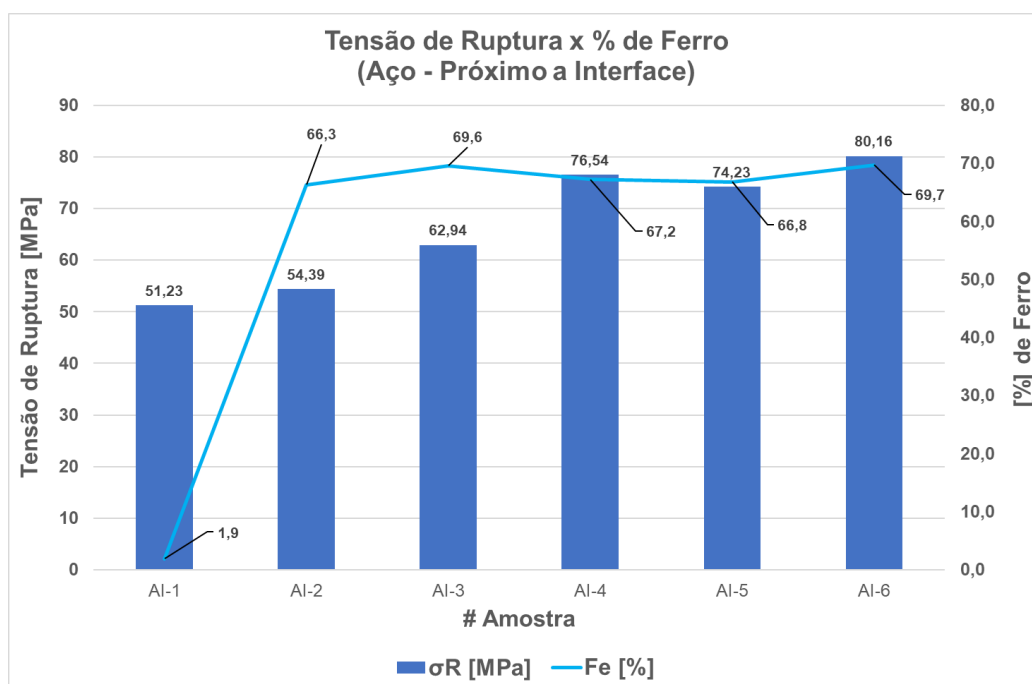
O Gráfico 5.9, o Gráfico 5.10, o Gráfico 5.11 e o Gráfico 5.12 correlacionam a porcentagem de alumínio, ferro, cromo e níquel presentes no ponto mais próximo a interface no lado do aço inoxidável AISI 304 comparando com a tensão de ruptura da de cada amostra.

Gráfico 5.9 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Lado aço – Próximo a interface.



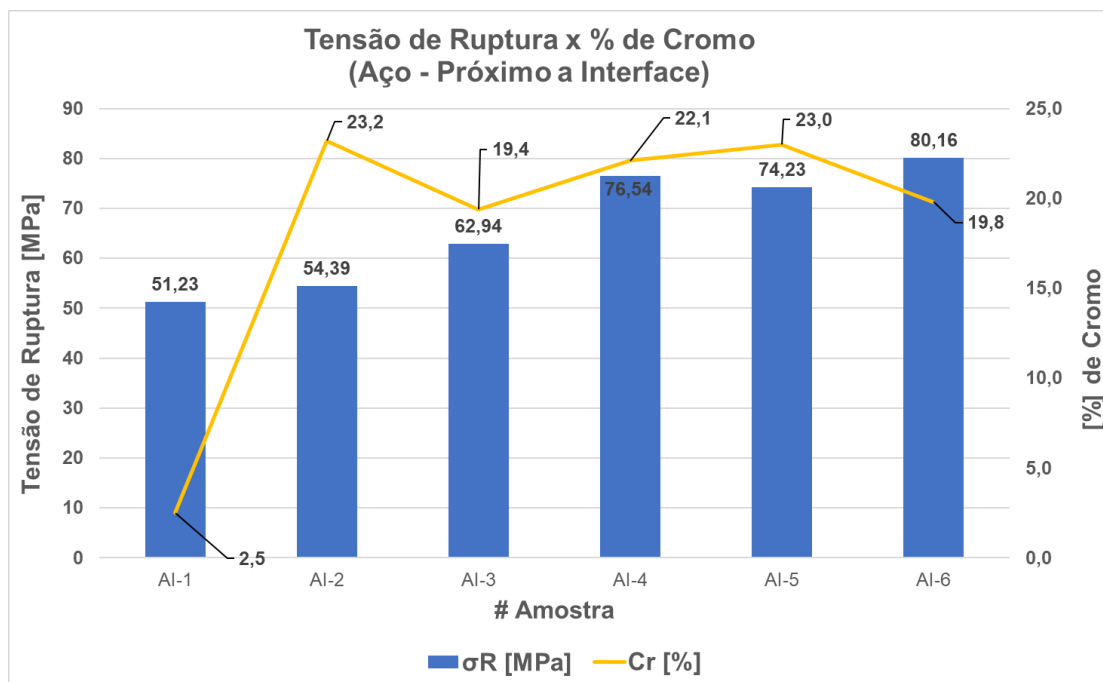
Fonte: Autor.

Gráfico 5.10 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Lado aço – Próximo a interface.



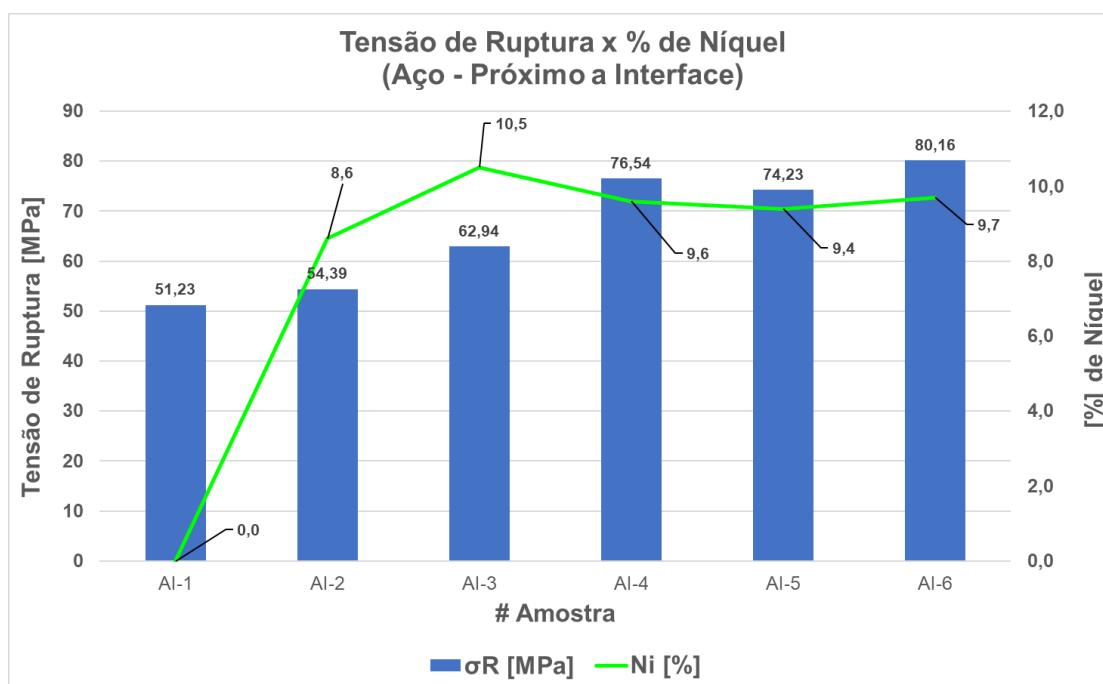
Fonte: Autor.

Gráfico 5.11 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Lado aço - Próximo a interface.



Fonte: Autor.

Gráfico 5.12 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Lado aço - Próximo a interface.



Fonte: Autor.

5.1.3.4 Análise da interface

A Tabela 5.5 demonstra a porcentagem peso (%) da composição elementar presente na interface das amostras.

Tabela 5.5 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado aço – Interface.

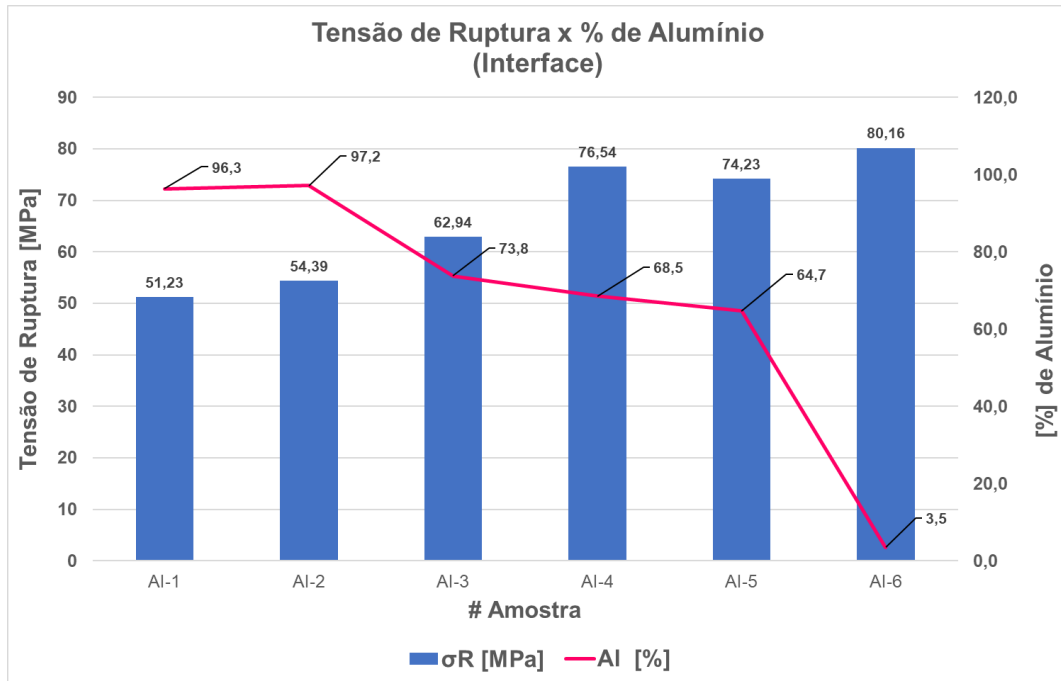
Amostra	Tensão Ruptura	Composição			
	σ_R [MPa]	Al [%]	Fe [%]	Cr [%]	Ni [%]
Al-1	51,23	96,3	0,7	2,9	0,1
Al-2	54,39	97,2	0,0	0,0	2,8
Al-3	62,94	73,8	22,0	1,9	2,3
Al-4	76,54	68,5	21,5	7,4	2,6
Al-5	74,23	64,7	26,2	7,0	2,2
Al-6	80,16	3,5	70,0	20,6	5,9

Fonte: Autor.

A amostra Al-6 dentre todas apresentou o maior valor de resistência mecânica nos ensaios de tração. Estas quantidades elementais tornam o composto intermetálico FeAl gerado resistente, especialmente com a adição rica de cromo e níquel, conforme registrado em literatura segundo Lin *et al.*, (2009, apud ZHAO, 2021). A composição química dos elementos presentes na interface de ligação, com maior porcentagem de Fe, Cr e Ni e menor porcentagem de Al indica a possibilidade de haver um composto intermetálico rico em ferro, ou seja, é possível correlacionar a maior resistência mecânica da amostra Al-6 com a sua composição química formada.

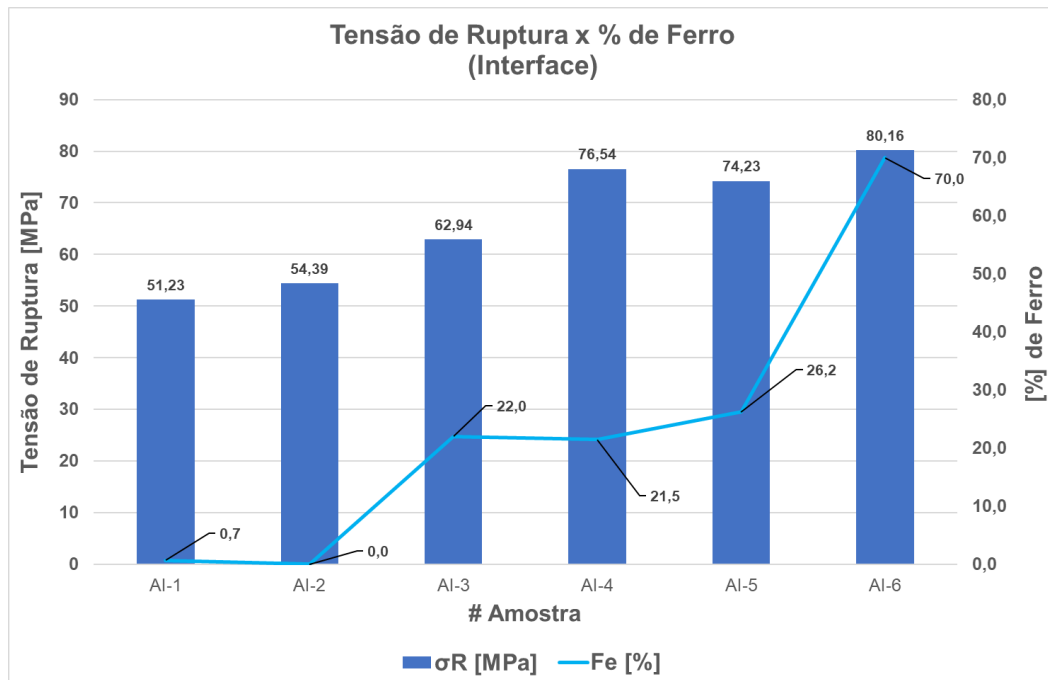
O Gráfico 5.13, o Gráfico 5.14, o Gráfico 5.15 e o Gráfico 5.16 correlacionam a porcentagem de alumínio, ferro, cromo e níquel presentes na interface de ligação comparando com a tensão de ruptura da de cada amostra.

Gráfico 5.13 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Interface.



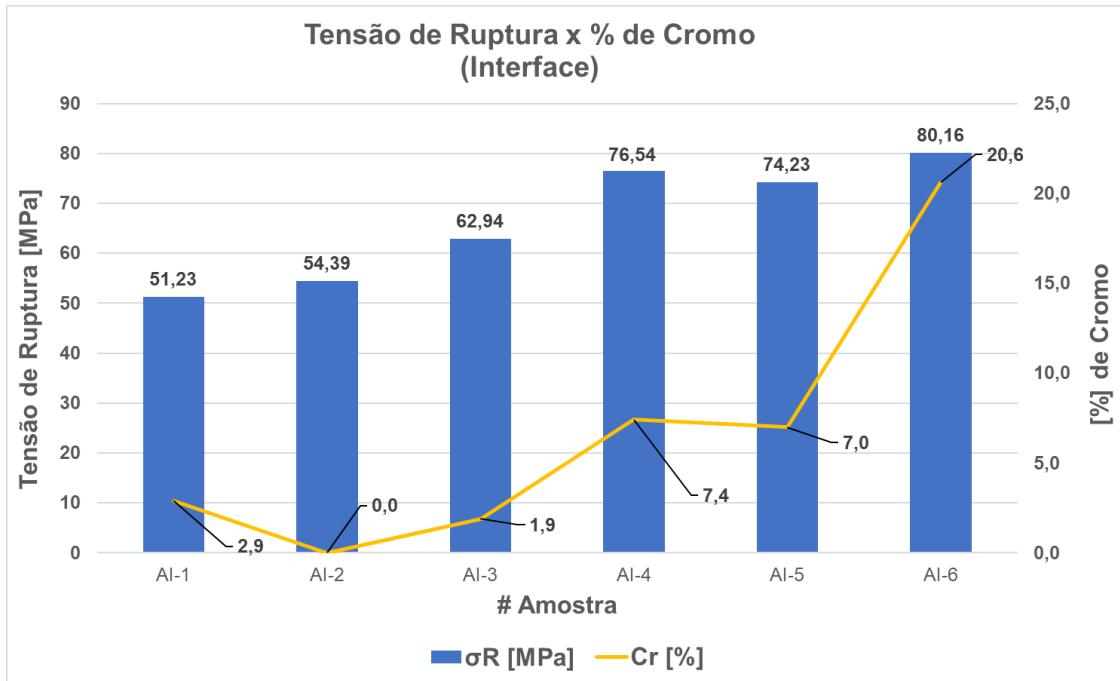
Fonte: Autor.

Gráfico 5.14 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Interface.



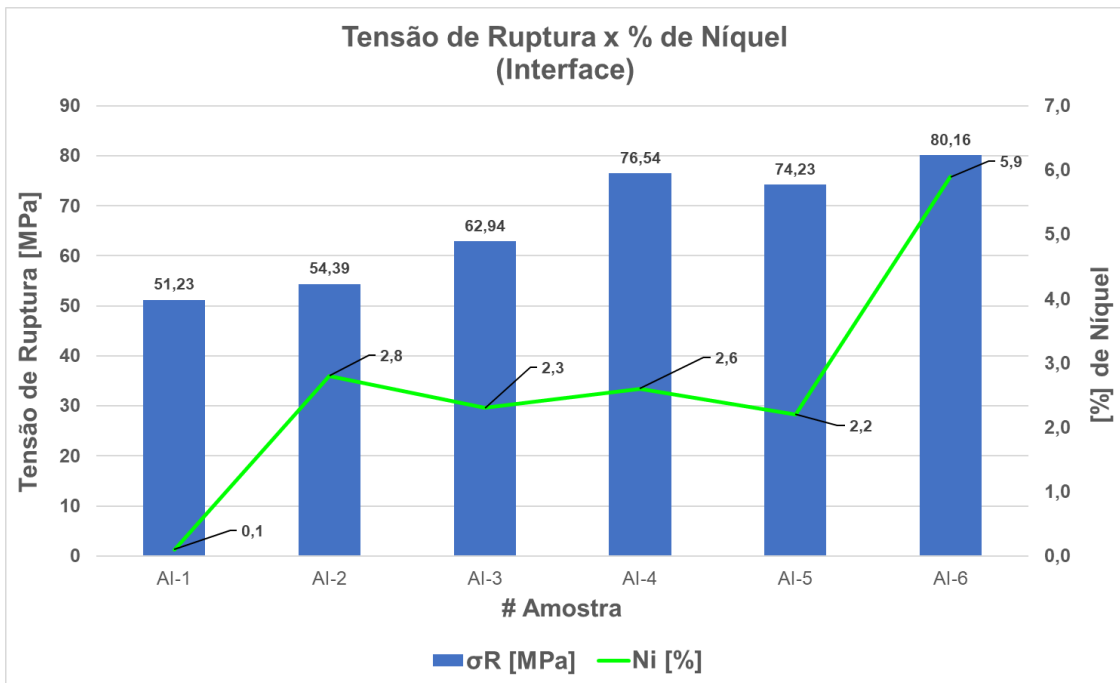
Fonte: Autor.

Gráfico 5.15 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Interface.



Fonte: Autor.

Gráfico 5.16 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Interface.



Fonte: Autor

5.1.3.5 Análise próximo a interface – lado alumínio

A Tabela 5.6 demonstra a porcentagem peso (%) da composição elementar presente no ponto próximo a interface no lado do alumínio, dentro da ampliação utilizada na análise.

Tabela 5.6 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado alumínio – Próximo a interface.

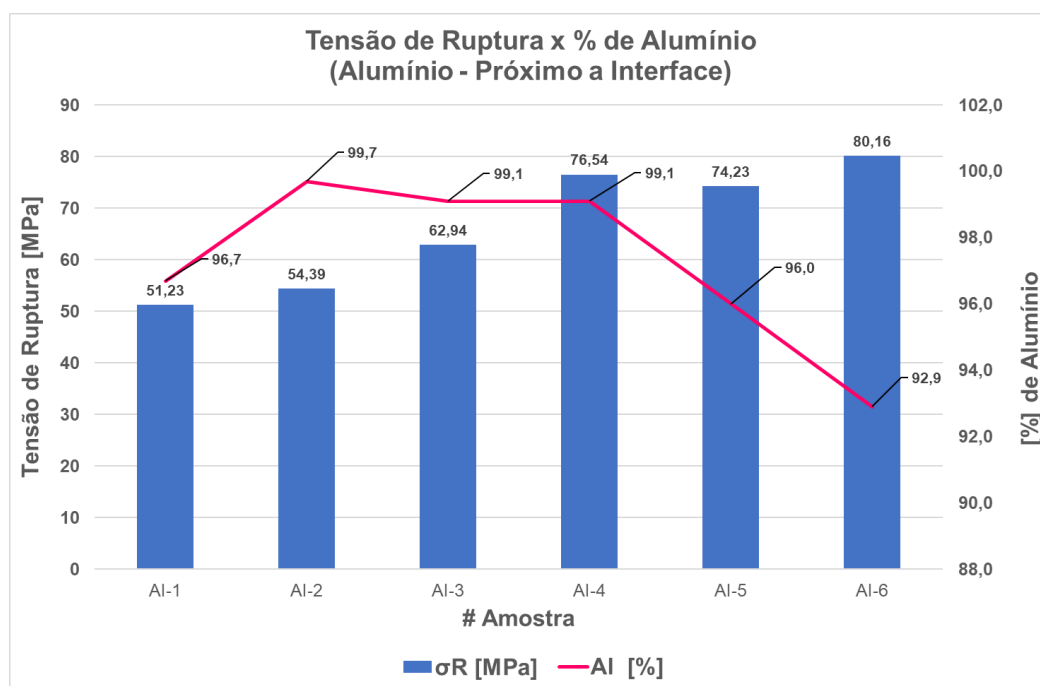
Amostra	Tensão Ruptura	Composição			
	σ_R [MPa]	Al [%]	Fe [%]	Cr [%]	Ni [%]
Al-1	51,23	96,7	0,6	2,8	0,0
Al-2	54,39	99,7	0,0	0,1	0,2
Al-3	62,94	99,1	0,5	0,3	0,0
Al-4	76,54	99,1	0,6	0,0	0,3
Al-5	74,23	96,0	2,6	1,3	0,1
Al-6	80,16	92,9	0,7	6,4	0,0

Fonte: Autor.

A amostra Al-6 neste ponto apresenta a menor porcentagem de Fe e maior de Cr, comparada as outras amostras.

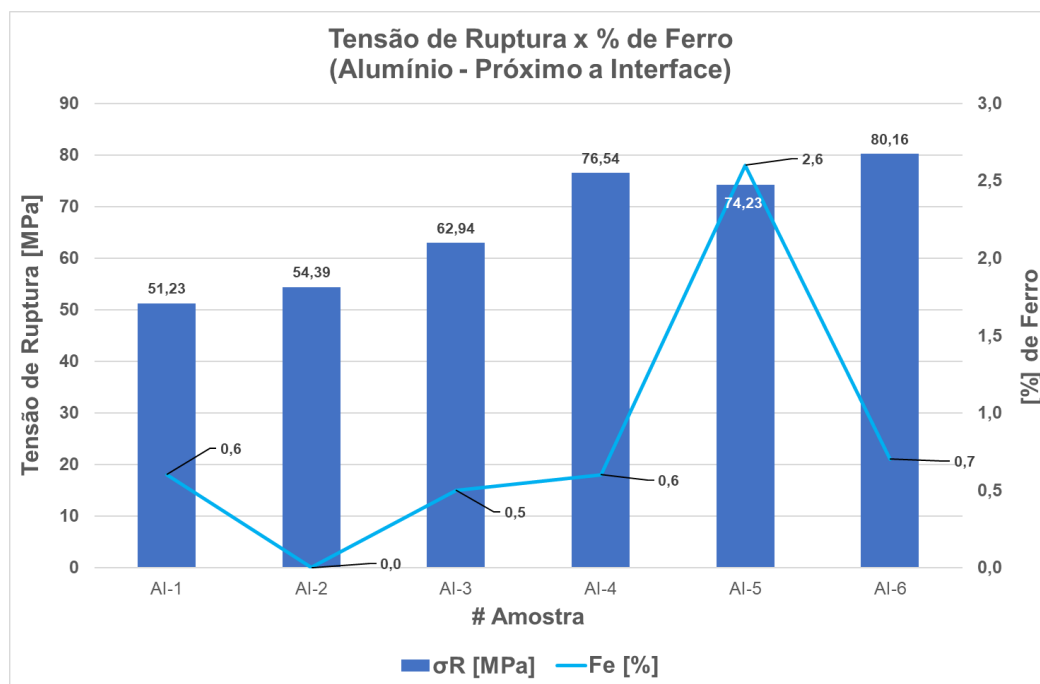
O Gráfico 5.17, o Gráfico 5.18, o Gráfico 5.19 e o Gráfico 5.20 correlacionam a porcentagem de alumínio, ferro, cromo e níquel presentes na interface de ligação comparando com a tensão de ruptura da de cada amostra.

Gráfico 5.17 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Lado alumínio – Próximo a interface.



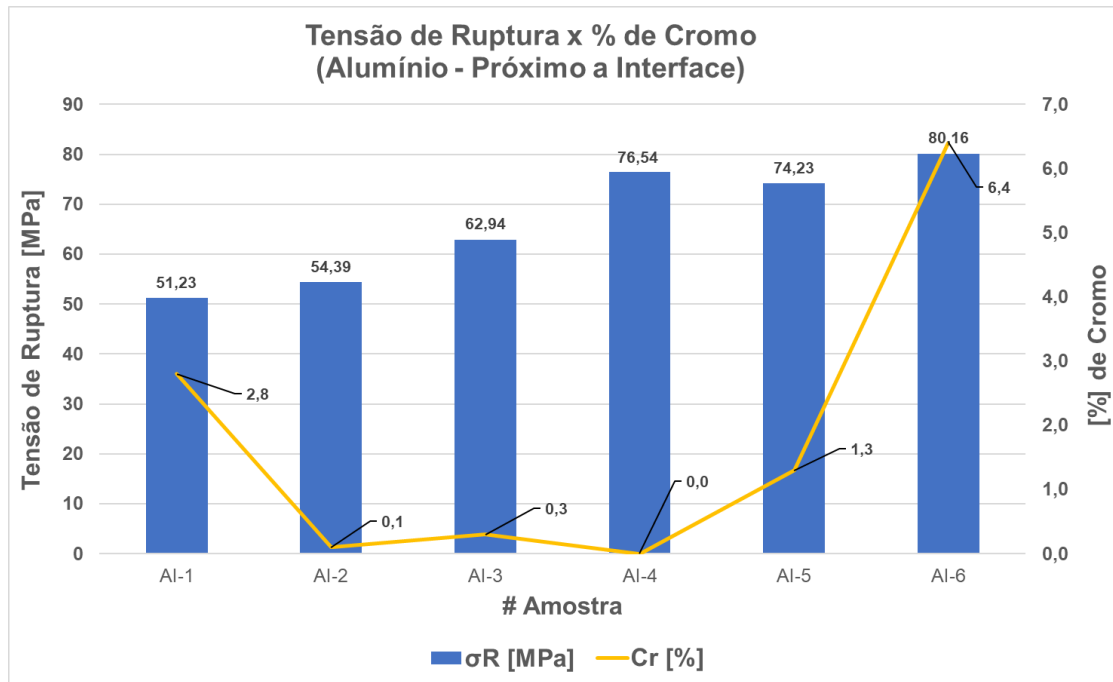
Fonte: Autor.

Gráfico 5.18 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Lado alumínio – Próximo a interface.



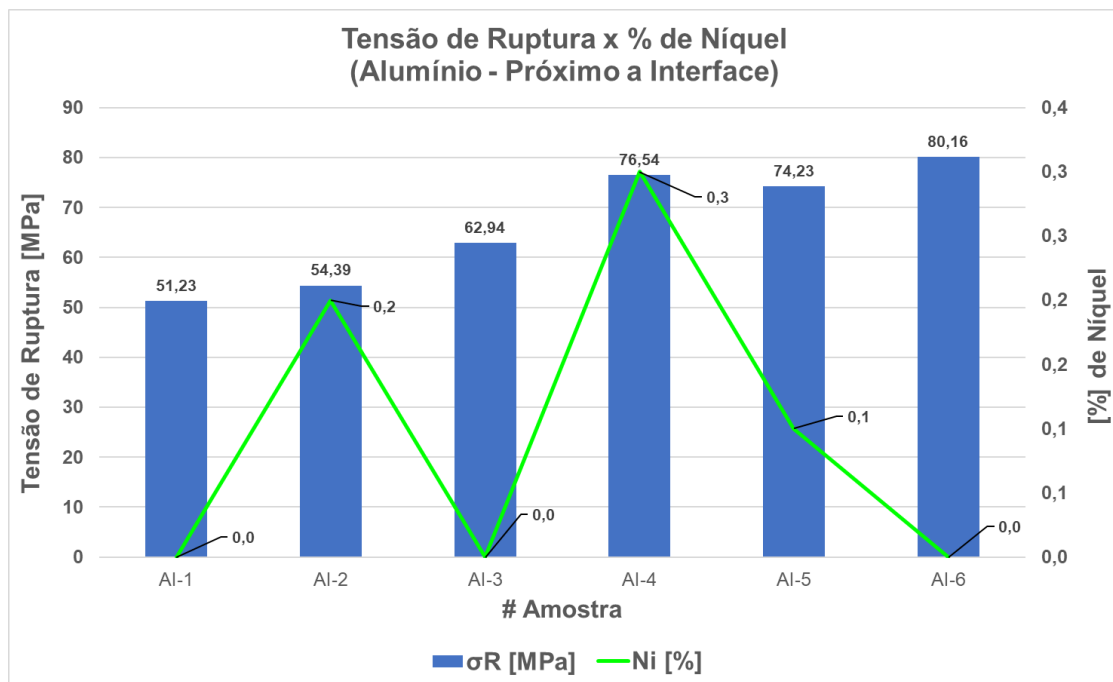
Fonte: Autor.

Gráfico 5.19 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Lado alumínio – Próximo a interface.



Fonte: Autor.

Gráfico 5.20 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Lado alumínio – Próximo a interface.



Fonte: Autor.

5.1.3.6 Análise do ponto médio – lado alumínio

A Tabela 5.7 demonstra a porcentagem peso (%) da composição elementar presente no ponto médio do lado do aço, dentro da ampliação utilizada na análise.

Tabela 5.7 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado alumínio – Ponto médio.

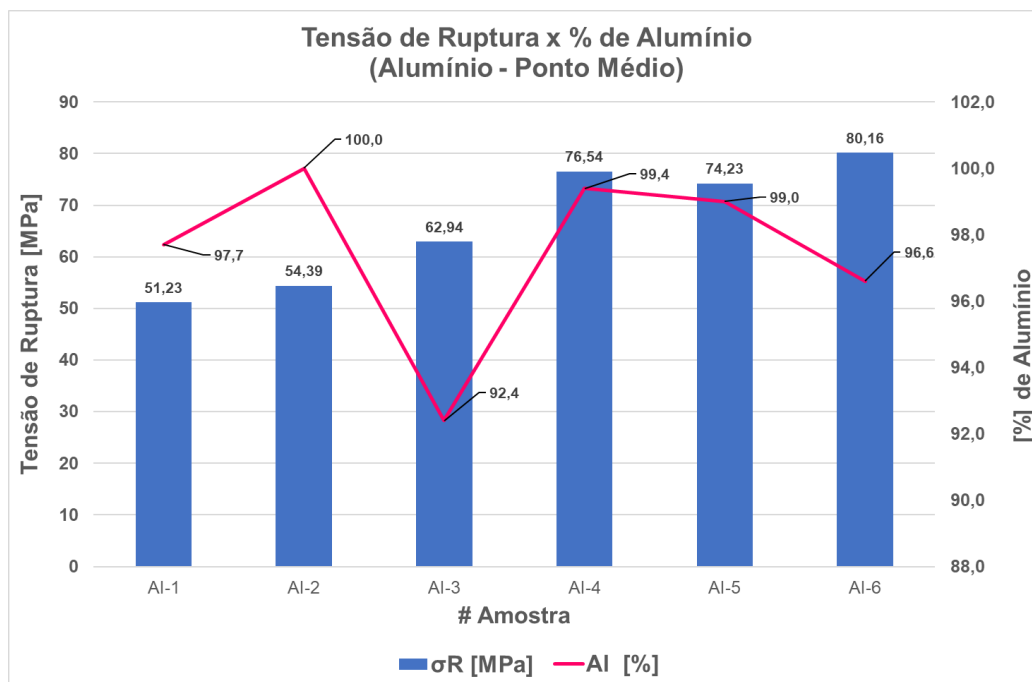
Amostra	Tensão Ruptura	Composição			
	σ_R [MPa]	Al [%]	Fe [%]	Cr [%]	Ni [%]
Al-1	51,23	97,7	0,5	1,8	0,0
Al-2	54,39	100,0	0,0	0,0	0,0
Al-3	62,94	92,4	0,6	7,0	0,0
Al-4	76,54	99,4	0,5	0,1	0,0
Al-5	74,23	99,0	0,9	0,0	0,1
Al-6	80,16	96,6	0,7	2,7	0,0

Fonte: Autor.

Neste ponto, nenhuma correlação entre a porcentagem dos elementos presentes correlacionados a tensão de ruptura pôde ser realizada;

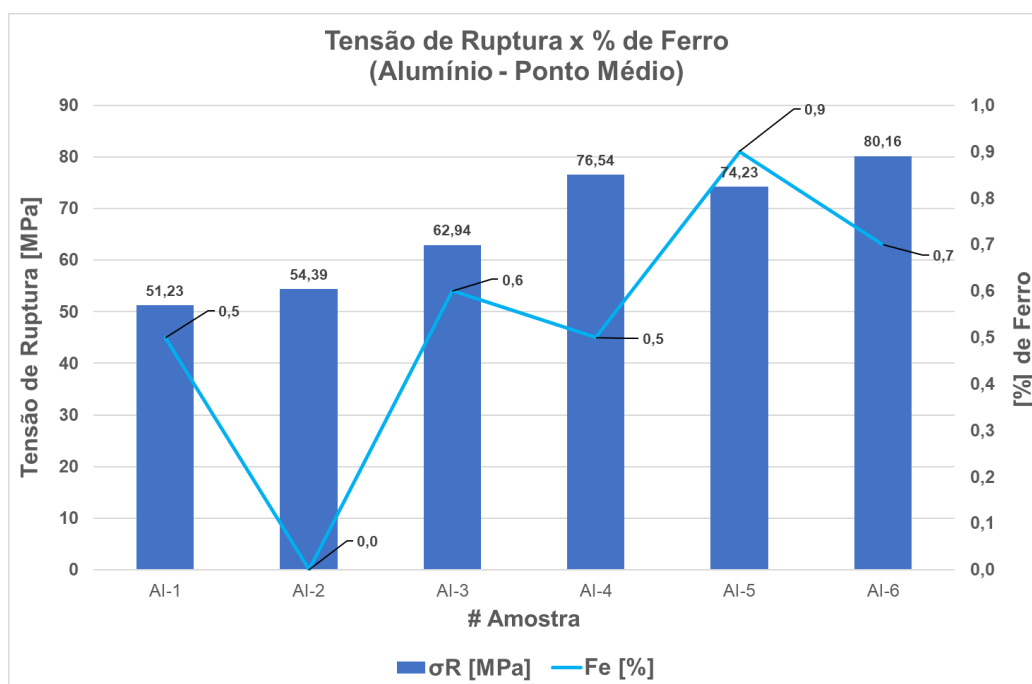
O Gráfico 5.21, o Gráfico 5.22, o Gráfico 5.23 e o Gráfico 5.24 correlacionam a porcentagem de alumínio , ferro, cromo e níquel presentes na interface de ligação comparando com a tensão de ruptura da de cada amostra.

Gráfico 5.21 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Lado alumínio – Ponto médio.



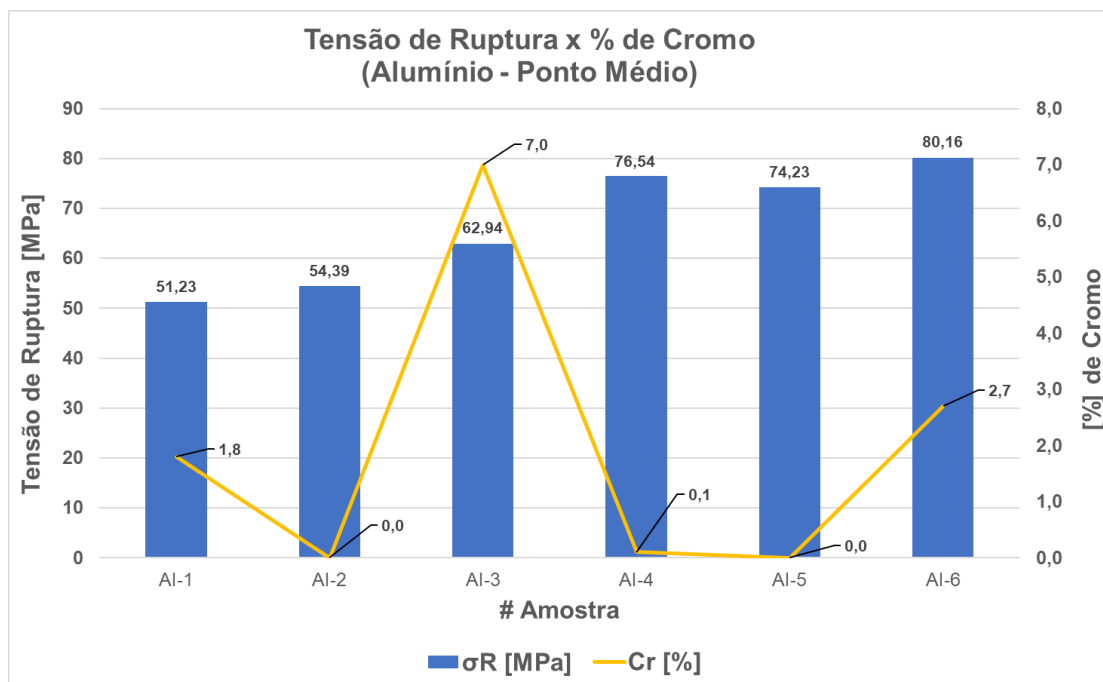
Fonte: Autor.

Gráfico 5.22 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Lado alumínio – Ponto médio.



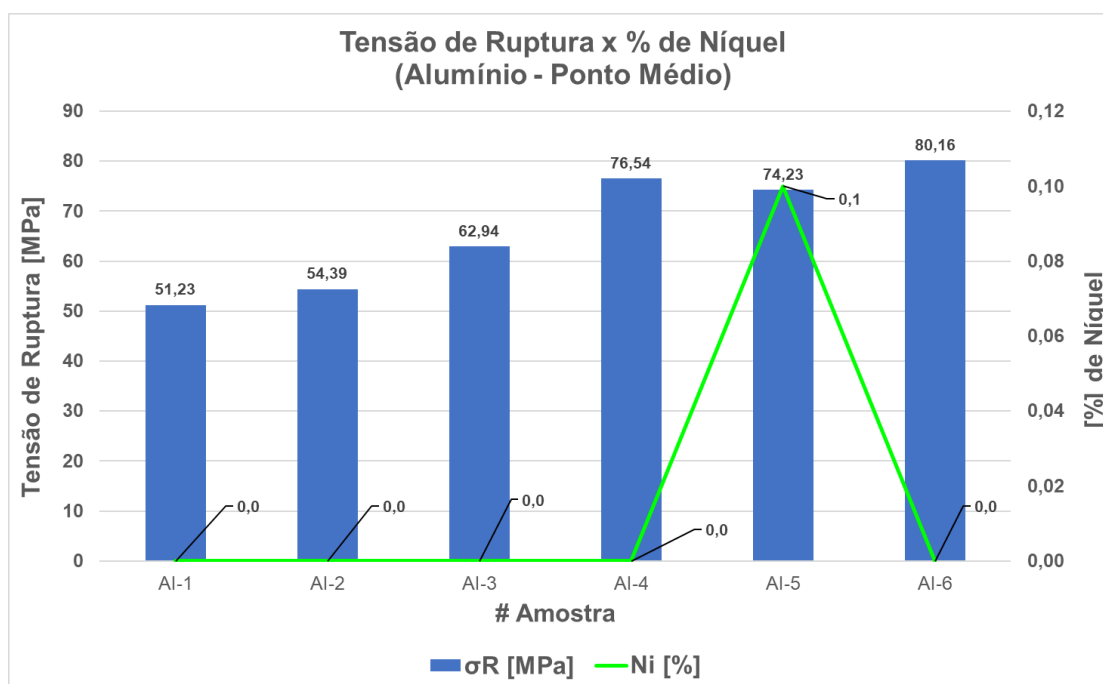
Fonte: Autor.

Gráfico 5.23 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Lado alumínio – Ponto médio.



Fonte: Autor.

Gráfico 5.24 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Lado alumínio – Ponto médio.



Fonte: Autor.

5.1.3.7 Análise da extremidade – lado alumínio

A Tabela 5.8 demonstra a porcentagem peso (%) da composição elementar presente na extremidade do alumínio, dentro da ampliação utilizada na análise.

Tabela 5.8 – Composição elementar x tensão de ruptura – Lado aço – Extremidade.

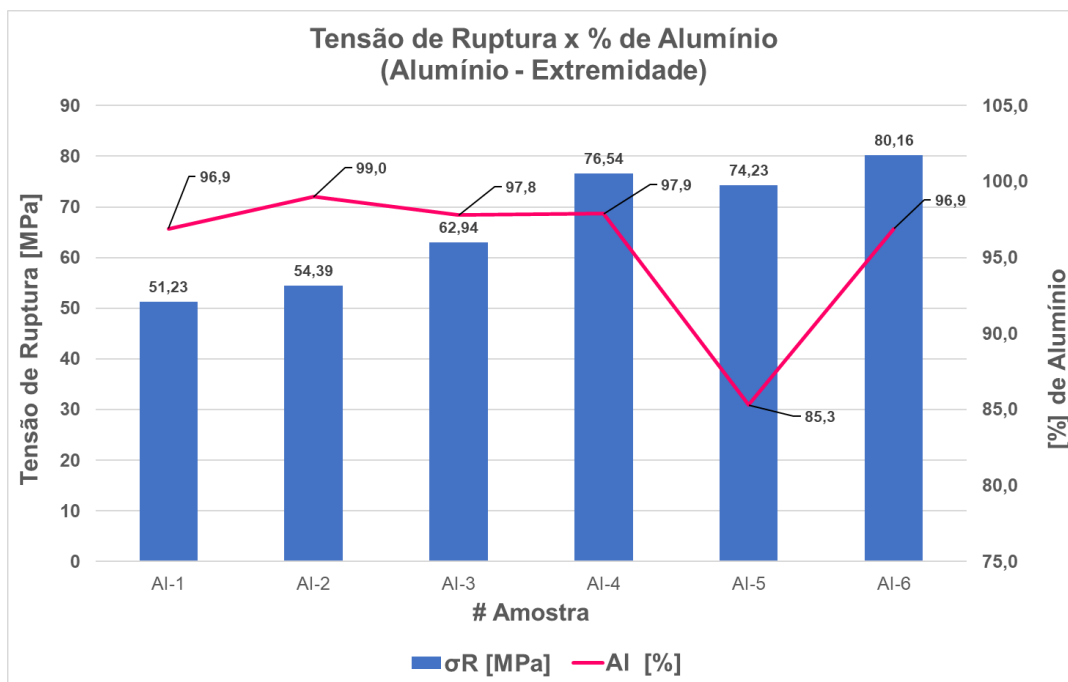
Amostra	Tensão Ruptura	Composição			
	σ_R [MPa]	Al [%]	Fe [%]	Cr [%]	Ni [%]
Al-1	51,23	96,9	0,5	2,5	0,1
Al-2	54,39	99,0	0,1	0,9	0,1
Al-3	62,94	97,8	0,7	1,5	0,0
Al-4	76,54	97,9	0,6	1,5	0,0
Al-5	74,23	85,3	1,2	13,6	0,0
Al-6	80,16	96,9	0,7	2,2	0,3

Fonte: Autor.

Na amostra Al-5, uma grande porcentagem de Cr é demonstrada neste ponto comparado as outras amostras. Entretanto, não foi possível correlacionar estes valores e realizar um comparativo com as outras amostras.

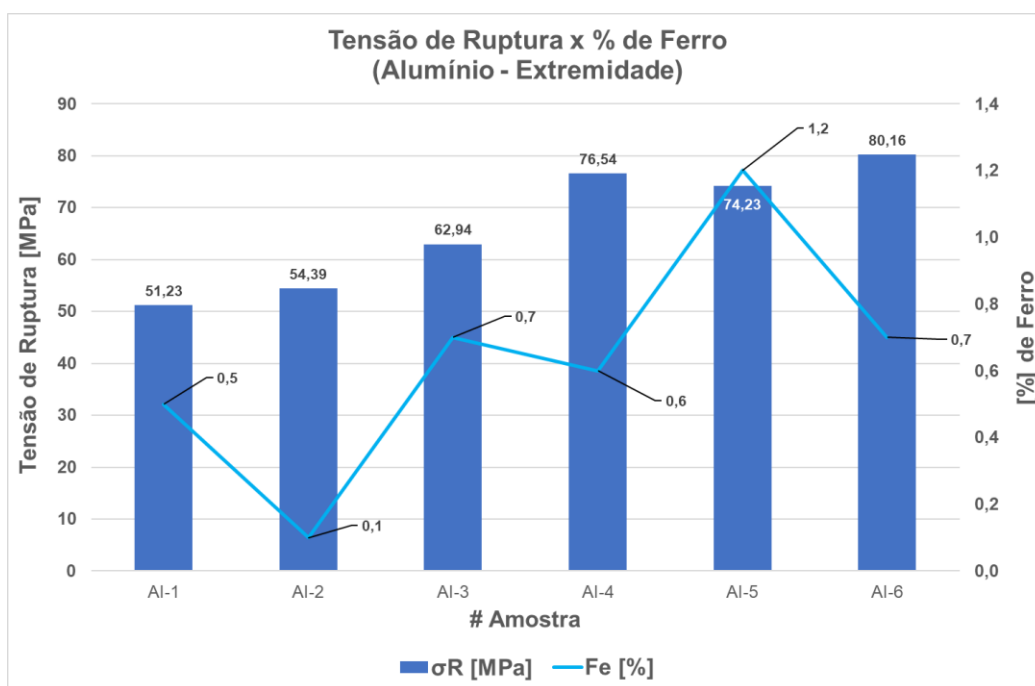
O Gráfico 5.25, o Gráfico 5.26, o Gráfico 5.27 e o Gráfico 5.28 correlacionam a porcentagem de alumínio, ferro, cromo e níquel presentes na interface de ligação comparando com a tensão de ruptura da de cada amostra.

Gráfico 5.25 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Alumínio – Alumínio – Extremidade.



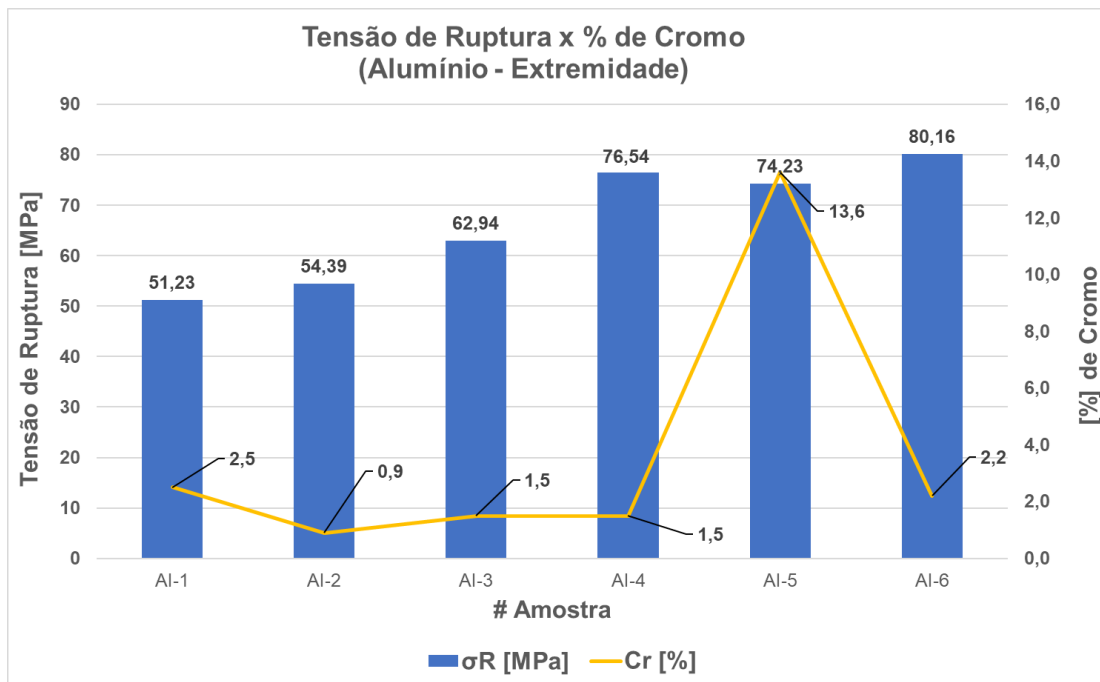
Fonte: Autor.

Gráfico 5.26 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Ferro – Alumínio – Extremidade.



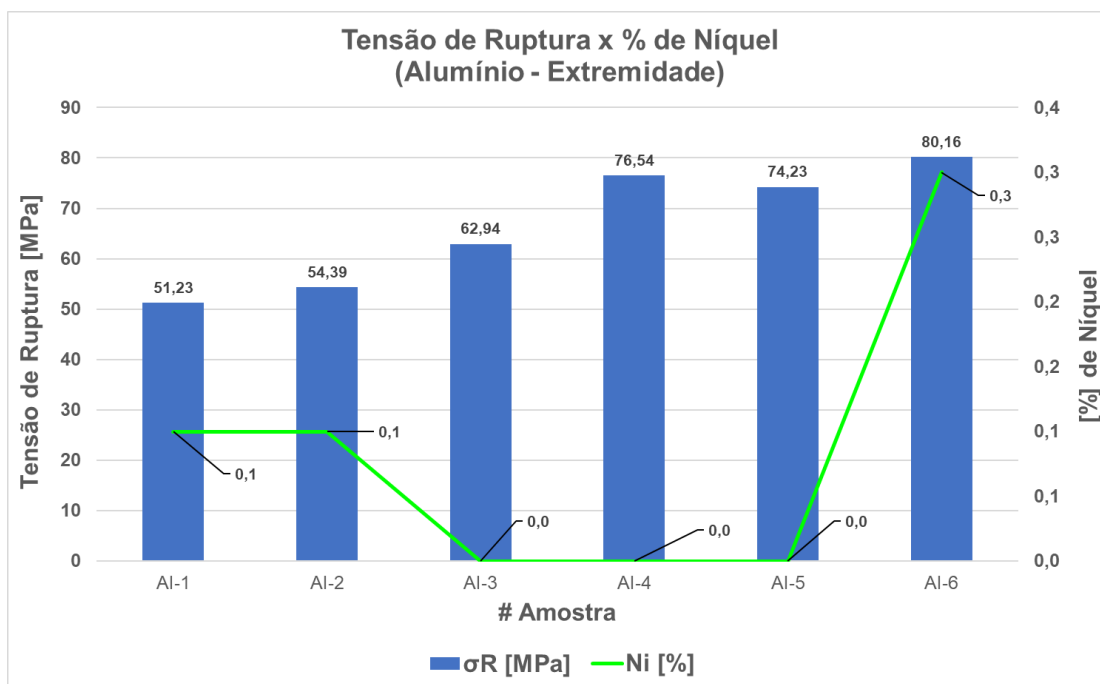
Fonte: Autor.

Gráfico 5.27 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Cromo – Alumínio – Extremidade.



Fonte: Autor.

Gráfico 5.28 - Análise EDS - Comparativo tensão de ruptura x % Níquel – Alumínio – Extremidade.



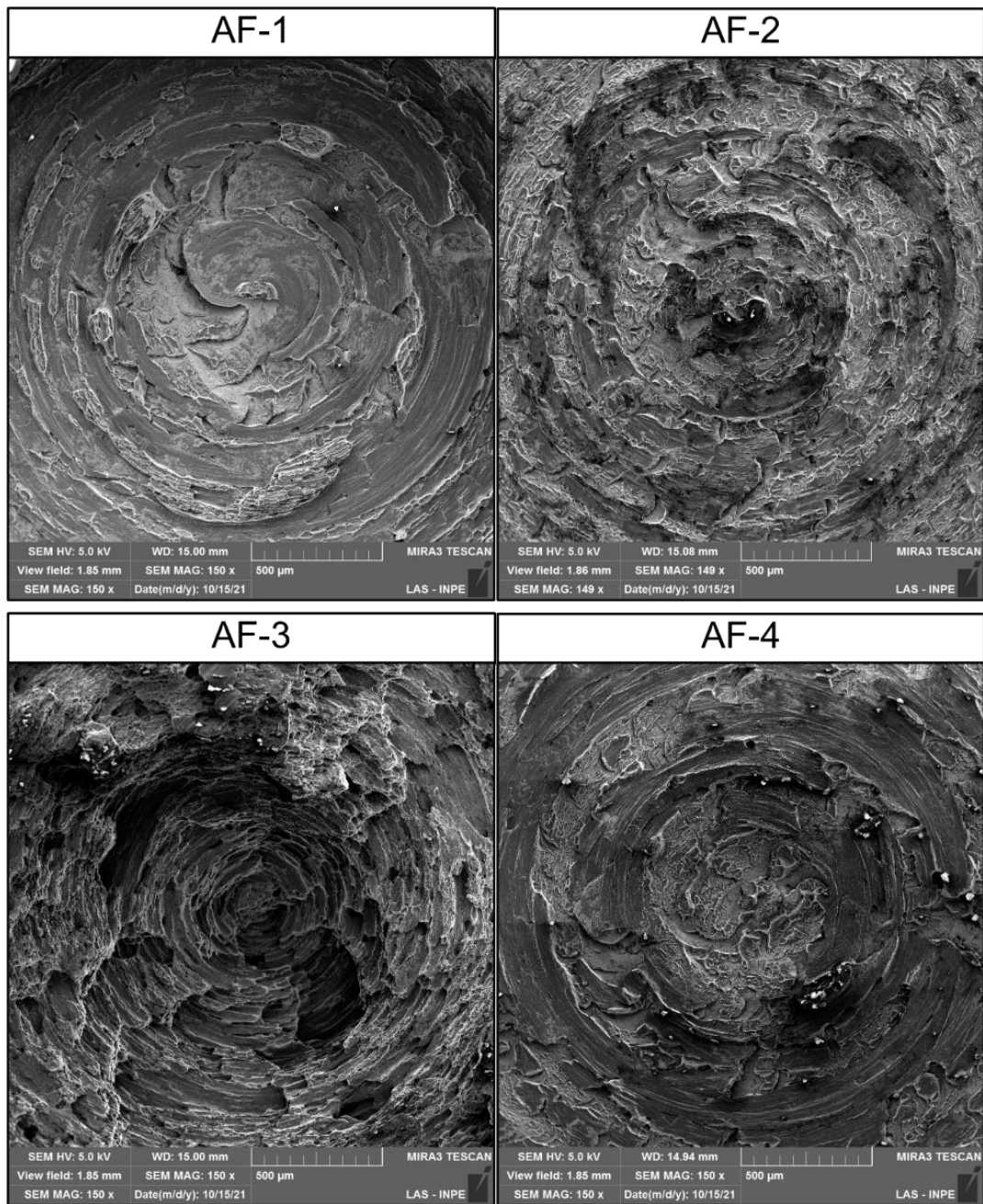
Fonte: Autor.

5.2 Resultados das amostras fraturadas

As amostras AF-1, AF-2, AF-3 e AF-4 apresentaram fratura na interface durante ensaio de tração com valores de resistência de 64,94 MPa, 70,63 MPa, 47,45 MPa e 53,37 MPa respectivamente, conforme Tabela 4.3.

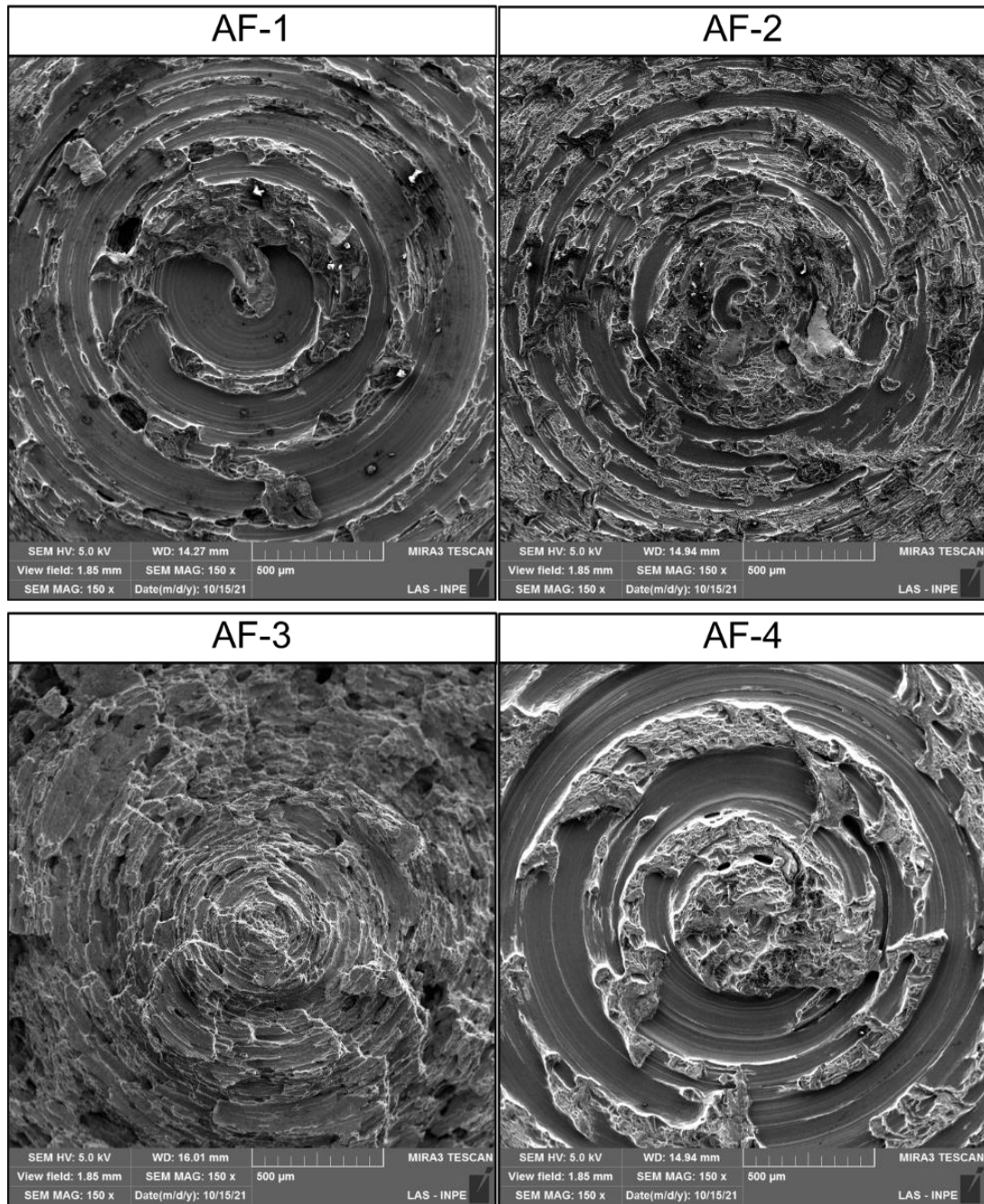
As fotomicrografias para análise da fratura foram realizadas através da microscopia eletrônica de varredura (MEV), conforme demonstrado na Figura 5.15 para o lado do aço e na Figura 5.16 para o lado do alumínio.

Figura 5.15 - Fotomicrografia das amostras fraturadas – Lado Aço.



Fonte: Autor.

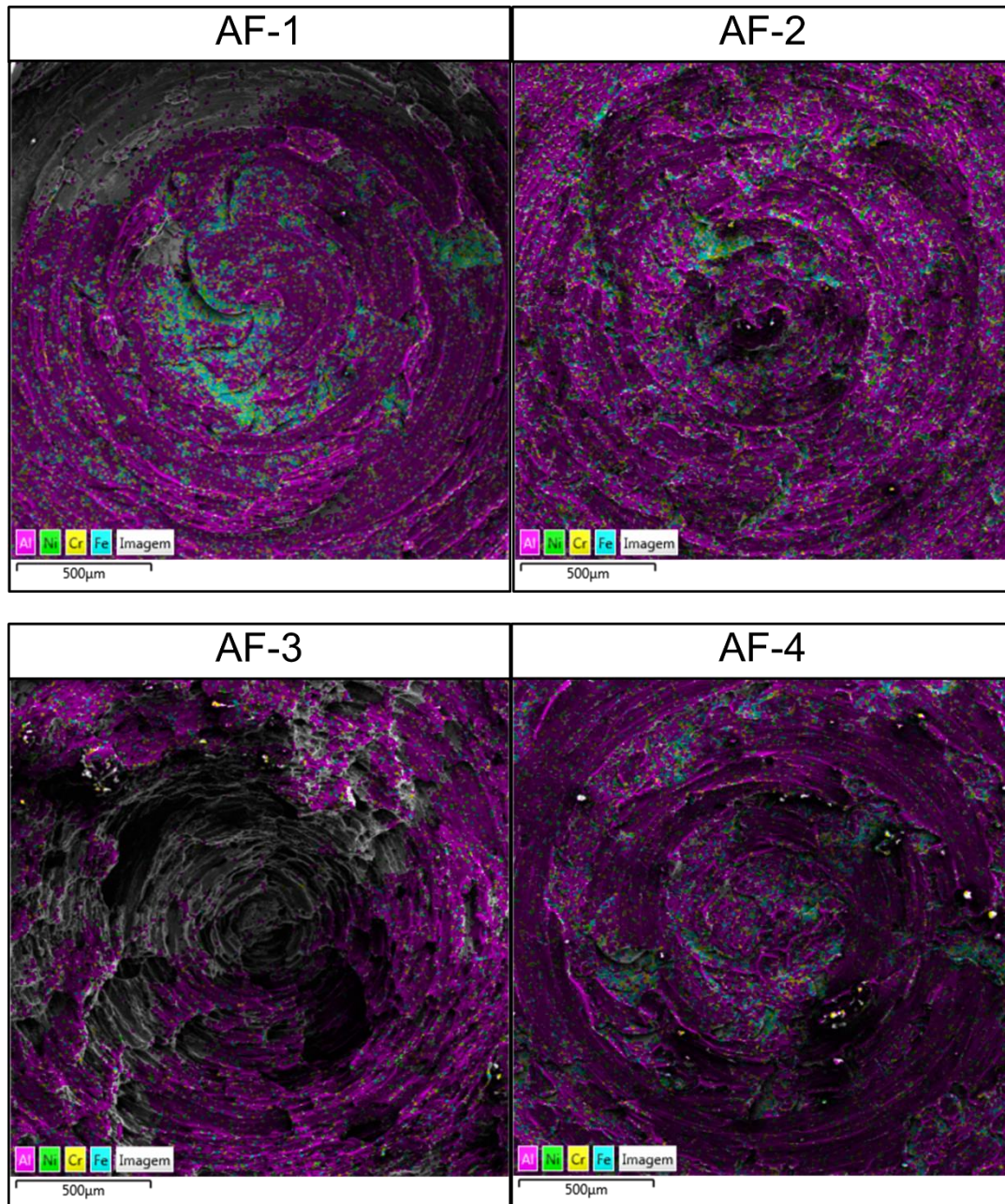
Figura 5.16 - Fotomicrografia das amostras fraturadas – Lado Alumínio.



Fonte: Autor.

Os mapeamentos superficiais para o lado do aço das amostras fraturadas são apresentados nas fotomicrografias da Figura 5.17.

Figura 5.17 – Mapeamento elemental da superfície das amostras fraturadas – Lado Aço.



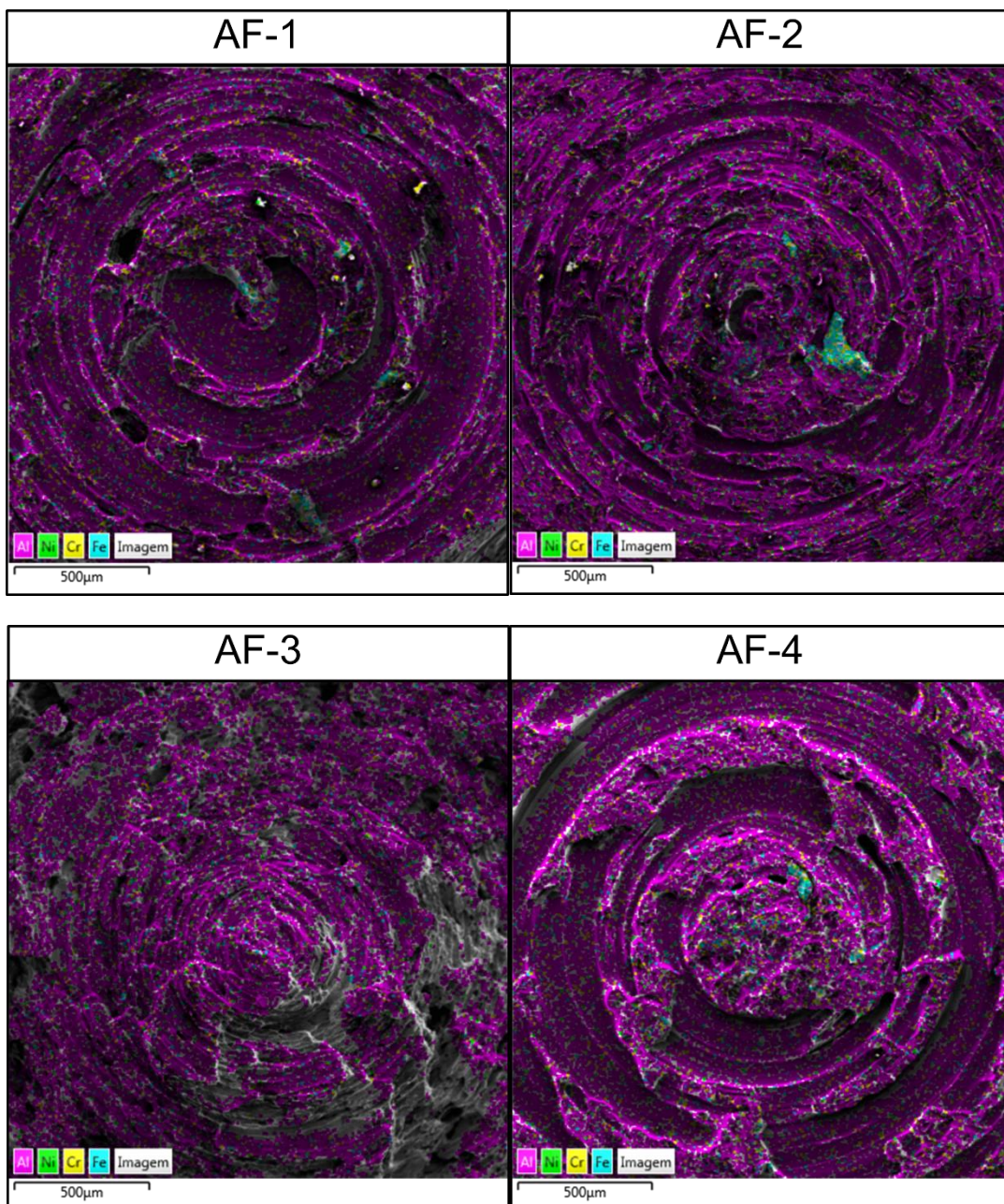
Fonte: Autor.

Observou-se grande presença de alumínio no lado do aço na amostra AF-2 em comparação as outras amostras, indicando que ocorreu difusão atômica deste elemento químico e mistura mecânica na maior parte da superfície do aço inoxidável em função dos parâmetros utilizados no processo, resultando nos valores de resistência mecânica da junção (70,63 MPa). Uma vez que as

imagens geradas via EDX são melhores quando realizadas em superfícies mais planas, observa-se na amostra AF-3 localidades onde o mapeamento não pode ser completo, devido a irregularidade superficial desta amostra.

Os mapeamentos superficiais para o lado do aço das amostras fraturadas são apresentados nas fotomicrografias da Figura 5.18.

Figura 5.18 – Mapeamento elemental da superfície das amostras fraturadas – Lado Alumínio.



Fonte: Autor.

Observou-se que a amostra AF-2 possui uma região com grande presença de ferro difundido no lado do alumínio, o que contribui, juntamente com a mistura mecânica para a maior resistência dentre as amostras fraturadas que foram analisadas.

6 CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados, as seguintes conclusões foram observadas:

- Os resultados das medições das espessuras das camadas de compostos intermetálicos demonstram que as amostras com menores valores médios de espessura de camada intermetálica apresentaram menor resistência mecânica, e que com o aumento desta camada, a resistência mecânica tende a ser maior, com exceção ao demonstrado pela amostra Al-5. Ainda, todas as amostras tiveram espessuras dentro dos valores mencionados por Yilbas et al. (1995), com espessura entre 0,2 μm e 1,0 μm , o que demonstra a ocorrência de difusão atômica, com espessura coerente com o mecanismo de difusão, entre os principais elementos químicos presentes em cada material.
- A amostra Al-6 dentre todas apresentou o maior valor de resistência mecânica nos ensaios de tração. A composição química dos elementos presentes na interface de ligação, com maior porcentagem de Fe, Cr e Ni e menor porcentagem de Al indica a possibilidade de haver um composto intermetálico rico em ferro;
- Na amostra Al-6, no ponto mais próximo a interface no lado do aço, se observou a maior porcentagem de Ferro e Níquel, enquanto no lado do alumínio, se observou menor porcentagem de Alumínio e maior porcentagem de Cromo. A presença destes componentes, juntamente ao citado no item anterior, contribuiu para o aumento da resistência mecânica desta amostra;
- Resultados das análises confirmaram a importância da definição dos parâmetros de soldagem para ocorrência da perfeita interdifusão atômica e mistura mecânica na interface de ligação. A utilização dos parâmetros corretos favorece a formação da espessura da camada de compostos intermetálicos necessária para obtenção de junções dissimilares com qualidade estrutural.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Como adições e pretensões futuras a este trabalho, são listados:

1. Verificação e identificação da formação do(s) composto(s) intermetálico(s) formado(s) na interface de ligação através de Microscopia de Transmissão;
2. Realização de análise de Espectroscopia de fotoelétrons excitados por raios X (XPS) para adição de informações relacionadas aos mecanismos de ligação ocorridos no processo de soldagem.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKCA, E.; GÜRSEL, A. Solid state welding and application in aeronautical industry. **Periodicals of Engineering and Natural Sciences (Pen)**, v. 4, n. 1, 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.21533/pen.v4i1.46>.

AKINLABI, E. T.; MAHAMOOD, R. M. **Solid-state welding: friction and friction stir welding processes**. [S.I.]: Springer, 2020.

ALVES, C. G. S. M. **Análise comparativa dos impactos ambientais e dos aspectos tecnológicos da produção de alumínio primário em Minas Gerais**. 2011. 254 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Ambiental) - Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2011.

ALVES, E. P. **Caracterização mecânica e estudo do perfil térmico na soldagem por fricção rotativa de materiais dissimilares**. 2016. 182 f. Tese (Doutorado em Engenharia e Tecnologia Espaciais / Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores) - Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais (INPE), São José dos Campos, 2016.

ALVES, E. P. **Junções de materiais dissimilares utilizando o processo de soldagem por fricção rotativa**. 126 p. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores) – Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, São José dos Campos, 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **E 8M - 04: standard test methods for tension testing of metallic materials [metric]**. [S.I.]: ASTM, 2004.

AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS). **Welding handbook: welding science and technology**. 9. ed. [S.I.]: AWS, 2001.

ASM INTERNATIONAL. **ASM handbook: metallography and microstructures**. [S.I.]: ASM International, 2004.

ASM INTERNATIONAL. **ASM handbook**: welding, brazing and soldering. [S.l.]: ASM International, 1993.

ASM INTERNATIONAL. **ASM handbook**. 10.ed. [S.l.]: ASM International, 1990.

ASM INTERNATIONAL. **ASM handbook**: properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials. [S.l.]: ASM, International, 1992.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). **Características químicas e físicas**. Disponível em: <http://abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/>. Acesso em: 8 out. 2020b.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). **História do alumínio**. Disponível em: <http://abal.org.br/aluminio/historia-do-aluminio/>. Acesso em: 8 out. 2020a.

BARBOSA, J. P. **Elementos de máquinas**. Instituto Federal Espírito Santo, 2011. Disponível em: http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TMEC038/Prof.Jorge_Erthal/Referencia%20complementar/apostilas/Apostila%20Elementos%20de%20Maquinas%20IFES.pdf. Acesso em: 1 nov. 2021.

BERDOVSKY, Y. N. **Intermetallics research progress**. Nova York: Nova Science Publishers, 2008.

BHUDOLIA, S. K.; GOHEL, G.; LEONG, K. F.; ISLAM, A. Advances in ultrasonic welding of thermoplastic composites: a review. **Materials**, v. 13, n. 6, p. 1284, mar. 2020. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.3390/ma13061284>.

BORGES, J. N. **Preparação de amostras para análise microestrutural**. Disponível em: <https://www.google.com/search?client=firefox-b-d&q=Processo+de+prepara%C3%A7%C3%A3o+de+uma+amostra+BORGES>. Acesso em: 08 dez. 2021.

BOUMERZOUG, Z.; RAOUACHE, E.; DELAUNOIS, F. Thermal cycle simulation of welding process in low carbon steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 530, p. 191-195, dez. 2011. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.09.073>.

BREGOLIN, F. L. **Estudo da difusão de intersticiais em matrizes de α -Ti**. 2008. 67 f. Dissertação (Mestrado em Física) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2008.

BREPOHL, D. C. C. S. **Caracterização das camadas formadas no processo de galvanização à quente sobre uma chapa de aço livre de intersticiais**. 2013. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2013.

BUDYNAS, R. G.; NISBETT, J. K.; SHIGLEY, J. E. **Shigley's mechanical engineering design**. New York, NY: McGraw-Hill, 2015.

CALIXTO, A. **Desenvolvimento “in situ” de intermetálicos Fe-Al em superfícies de aço carbono através de aplicação por aspensão térmica de pós de ferro e alumínio misturados**. 101 f. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2010

CALLISTER JUNIOR, W. D. **Materials science and engineering**. New York: John Wiley & Sons, 2007.

CANARIM, R. C. Revestimentos de Fe-Al depositados por aspensão térmica, através da reação in-situ de pós elementares de Fe e Al. In: SEMINÁRIO DA PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, 6., 2012. **Anais...** Bauru: Unesp, 2012.

CAO, X.; ZHOU, X.; WANG, H.; LUO, Z.; DUAN, J. Microstructures and mechanical properties of laser offset welded 5052 aluminum to press-hardened steel. **Journal of Materials Research and Technology**, v.9, n.3, p. 5378-5390, 2020.

CARY, H. B.; HELZER, S. C. **Modern welding technology**. 6. ed. Nova Jersey: Pearson/Prentice Hall, 2005.

CASTRO, R. M. **Efeito do aporte térmico na soldagem de reparos embutidos em minerodutos**. 2011. 133 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2011.

CLEMENS, H. et al. Microstructure and properties of engineering materials. In: STARON, P. et al (Org.). **Neutrons and synchrotron radiation in engineering materials science**, [S.l.]: Wiley-VCH Verlag, 2017, p. 1–20.

Disponível em: <https://doi.org/10.1002/9783527684489.ch1>.

COPPER DEVELOPMENT ASSOCIATION. **Microstructures of copper and copper alloys**. Disponível em:

<https://www.copper.org/resources/properties/microstructure/>. Acesso em: 12 dez. 2021.

CORNU, J. **Historical development of welding**: fundamentals of fusion welding technology. Berlin: Springer, 1988. Disponível em:

http://dx.doi.org/10.1007/978-3-662-11049-2_1.

DAVIS, J.R. **Corrosion of weldments**. [S.l.]: ASM, 2006.

DONG, H.; LI, Y.; LI, P.; HAO, X.; XIA, Y.; YANG, G. Inhomogeneous microstructure and mechanical properties of rotary friction welded joints between 5052 aluminum alloy and 304 stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 272, p. 17-27, out. 2019. Disponível em:

<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.04.039>.

FARIA, P. E.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem por fricção**. 2003. Disponível em: [https://infosolda.com.br/wp-](https://infosolda.com.br/wp-content/uploads/Downloads/Artigos/processos_solda/soldagem-por-frico.pdf)

[content/uploads/Downloads/Artigos/processos_solda/soldagem-por-frico.pdf](https://infosolda.com.br/wp-content/uploads/Downloads/Artigos/processos_solda/soldagem-por-frico.pdf).

Acesso em: 29 dez. 2021.

FUKUMOTO, S.; INUKI, T.; TSUBAKINO, H.; OKITA, K.; ARITOSHI, M.; TOMITA, T. Evaluation of friction weld interface of aluminium to austenitic stainless steel joint. **Materials Science and Technology**, v. 13, n. 8, p. 679-686, 1997. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1179/mst.1997.13.8.679>.

FUKUMOTO, S.; TSUBAKINO, H.; OKITA, K.; ARITOSHI, M.; TOMITA, T. Microstructure of friction weld interface of 1050 aluminium to austenitic stainless steel. **Materials Science and Technology**, v. 14, n. 4, p. 333-338, 1998.

Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1179/mst.1998.14.4.333>.

GIETZELT, T.; TOTH, V.; HUELL, A. Diffusion bonding: influence of process parameters and material microstructure. **Joining Technologies**, p. 195-216, 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.5772/64312>.

Haidara, F.; Record, M.-C.; Duployer, B.; Mangelinck, D. Phase formation in Al-Fe thin film systems. **Intermetallics**, v. 23, p. 143-147, 2012.

HARIHARAN, R.; PRABU, G.; RACKSON, R. P.; KUMAR, V. P. Rubeshwaren. study of hardness in friction welding of aluminium alloy: a review paper. **International Journal of Management, Technology and Engineering**, v. 9, n. 1, p. 169-179, 2019.

HENKEL ADHESIVES. **Adesivos estruturais para aeronaves**. Disponível em: <https://www.henkel-adhesives.com/br/pt/setores-industriais/industria-aeroespacial/adesivos-estruturais-para-industria-aeroespacial.html>. Acesso em: 27 dez. 2021.

HINCAPIÉ, O. D.; SALAZAR, J. A.; RESTREPO, J. J.; TORRES, E. A.; GRACIANO-URIBE, J. Control of formation of intermetallic compound in dissimilar joints aluminum-steel. **Ije Transactions A: Basics**, p. 127-136. 2019.

IŞIK, E.; ÖZES, Ç. Determination of the mechanical properties of friction welded tube yoke and tube joint. **Advances in Materials Science and Engineering**, v. 2016, p. 1-8, 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1155/2016/8918253>.

JENNEY, C. L.; O'BRIEN, A. **Welding handbook**: welding science and technology. 9. ed. Miami: AWS, 2001.

JORNAL A MATÉRIA UFSCAR. **Explicando a matéria difusão em sólidos**. Disponível em: <https://www.jornalamateria.ufscar.br/news/explicando-a-materia-difusao-em-solidos>. Acesso em: 10 maio 2022.

KARFOUL, M. K.; TATLOCK, G. J.; MURRAY, R. T. The behaviour of iron and aluminium during the diffusion welding of carbon steel to aluminium. **Journal of Materials Science**, v. 42, n. 14, p. 5692-5699, 2007. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-006-0742-z>.

- KATSINA, I. N. **Effect of welding thermal cycles on the heat affected zone microstructure and toughness of multi-pass welded pipeline steels**. 2012. 278 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Soldagem) - Cranfield University, Cranfield, 2012.
- KAZAKOV, N.F. **Diffusion bonding of materials**. Nova York: Pergamon Press, 1985.
- KHAN, I. A. **Experimental and numerical investigation on the friction 176 welding process**. Thesis (Doctor of Mechanical Engineering) – Jawaharlal Nehru Technological University, India, 2011
- KIMINAMI, C. S.; CASTRO, W. B.; OLIVEIRA, M. F. **Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos**. [S.l.]: Blucher, 2013.
- KOBE STEEL. **The ABC's of arc welding and inspection**. Tóquio: Kobe Steel, 2015.
- LI, W.; VAIRIS, A.; PREUSS, M.; MA, T. Linear and rotary friction welding review. **International Materials Reviews**, v. 61, n. 2, p. 71-100, 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1080/09506608.2015.1109214>.
- LIU, Y.; ZHAO, H.; PENG, Y.; MA, X. Microstructure characterization and mechanical properties of the continuous-drive axial friction welded aluminum/stainless steel joint. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 104, n. 9-12, p. 4399-4408, 2019. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-019-04245-5>.
- MAALEKIAN, M. Friction welding: a critical assessment of literature. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, n. 8, p. 738–759, 2007.
- MALDONADO-ZEPEDA, C. **The effect of interlayers on dissimilar friction weld properties**. 2011. 232 f. Tese (Doutorado em Metalurgia e Ciência de Materiais) - Universidade de Toronto, Toronto, Canadá, 2001.
- MARINOV, V. **Manufacturing process design**. [S.l.]: Kendall Hunt, 2011.
- MARQUES, P.; MODENESI, P.; BRACARENSE, A. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3.ed. Belo Horizonte: UFMG, 2009.

MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C.; BONAVINA, L. F.; FORTI, L. R. N. **Análise microestrutural de aços inoxidáveis altamente ligados: da amostragem à interpretação**. 2021. Disponível em:

<https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=&ved=2ahUKEwiC273whsf2AhUqqZUCHR-5C0kQFnoECBMQAQ&url=http%3A%2F%2Fftp.demec.ufpr.br%2Fdisciplinas%2FEME733%2FSemin%25C3%25A1rios%2520Inox%2FInox%2520alta%2520liga.pdf&usq=AOvVaw2VefJ2322g2BpEMQFvX1CE>. Acesso em: 12 dez. 2021.

MATTEI, F. **Desenvolvimento de equipamento para estudo de soldagem por fricção**. 2011. 166 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

MEHRER, H. **Diffusion in solids**: fundamentals, methods, materials, diffusion-controlled processes. New York: Springer, 2007.

MESEGUER-VALDENEBRO, J.; MARTÍNEZ-CONESA, E.; SERNA, J.; PORTOLES, A. Influence of the welding parameters on the heat affected zone for aluminium welding. **Thermal Science**, v. 20, n. 2, p. 643-653, 2016. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.2298/tsci140503106>.

METALLIC MATERIALS PROPERTIES DEVELOPMENT AND STANDARDIZATION. **MMPDS 09**: metallic materials design data acceptable to government procuring or certification agencies. [S.l.]: Battelle Memorial Institute, 2014. 2832 p.

MEYER, A. **Friction hydro-pillar processing**: bonding mechanism and properties. Braunschweig: Elektrotechnik der Technischen Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig, 2003.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à metalurgia da soldagem**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2012.

MONTEIRO, W. R. **Junção de materiais dissimilares – aço inoxidável AISI 304**: ligas de alumínio para aplicações espaciais. 2006. 124 f. Dissertação

(Mestrado em Engenharia Aeroespacial) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2006.

MURALIMOHAN, C.H; HARIBABU, S; REDDY, Y. H.; MUTHUPANDI, V; SIVAPRASAD, K. Joining of AISI 1040 steel to 6082-T6 aluminium alloy by friction welding. **Journal of Advances in Mechanical Engineering and Science**, v. 1, n. 1, p. 57-64, 2015. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.18831/james.in/2015011006>.

NOGUEIRA, F. S. **Processamento e reforço de materiais no estado sólido**. 2019. 87 f. Dissertação (Mestrado em Ciências de Engenharia Mecânica) - Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, 2019.

O'BRIEN, A.; GUZMAN, C. **Welding handbook: materials and applications**. 9. ed. Miami: AWS, 2011. v.3.

O'BRIEN, A.; GUZMAN, C. **Welding handbook: welding processes**. 9. ed. Miami: AWS, 2007. v.4.

OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. **Engenharia de soldagem e aplicações**. Rio de Janeiro: LTC, 1982.

OUTOKUMPU. **Handbook of stainless steel**. Avesta: Outokumpu Oyj, 2013.

OZAKI, H.; KUTSUNA, M.; NAKAGAWA, S.; MIYAMOTO, K. Dissimilar metal joining of zinc coated steel and aluminum alloy by laser roll welding. **Journal of Laser Applications**, v. 22, n. 1, 2010.

PAUL, A.; LAURILA, T.; VUORINEN, V.; DIVINSKI, S. **Thermodynamics, diffusion and the Kirkendall effect in solids**. [S.l.]: Springer, 2014.

RAO, G. A.; RAMANAI AH, N. Dissimilar metals AISI 304 steel and AA 2219 aluminium alloy joining by friction welding method. **Materials Today**, v. 19, p. 902-907, 2019. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2019.09.028>.

RATHOD, M.J.; KUTSUNA, M. Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding. **Welding Journal**, v. 83, n. 1, p. 16s-26s, 2004.

REED-HILL, R.E. **Princípios de metalurgia física**. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.

RENGARAJAN, S.; RAO, V. S.; ANANTHAPADMANABAN, D. Tensile strength and hardness correlations with microscopy in friction welded aluminium to copper. **Journal of the Institution of Engineers (India) Series C**, 2015.

RODRIGUES, D. A. C. **Modelagem do processo de autoprecipitação de gibbsite em decantadores do processo Bayer**. 2018. 93 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2018.

SAHIN, A.Z.; YILBAS, B.S.; AL-GARNI, A.Z. Friction welding of Al-Al, Al-steel, and steel-steel samples. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 5, n. 1, p. 89-99, 1996.

SAHOO, R.; SAMANTARAY, P. **Study of friction welding**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - National Institute Of Technology, Rourkela, 2007.

SAMMAIAH, P.; SURESH, A.; TAGORE, G. R. N. Mechanical properties of friction welded 6063 aluminum alloy and austenitic stainless steel. **Journal of Materials Science**, v. 45, n. 20, p. 5512-5521, 2010. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-010-4609-y>.

SAUTHOFF, G. **Intermetallics**. Weinheim: VHC, 1995.

SHUBHAVARDHAN, R. N.; SURENDRAN, S. Friction welding to join stainless steel and aluminum materials. **International Journal of Metallurgical & Materials Science and Engineering (IJMMSE)**, v. 2, n. 3, p. 53-73, 2012.

SPRINGER, H.; KOSTKA, A.; PAYTON, E.J.; RAABE, D.; KAYSSER-PYZALLA, A.; EGGELER, G. On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys. **Acta Materialia**, v. 59, p. 1586-1600, 2011.

THAPA, A. **CO₂ Absorption and transportation modes in porous media: numerical simulation and comparison with laboratory experiment**. 2021. 61 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Ambiental) - University of Stavanger, Stavanger, 2021.

THE ALUMINUM ASSOCIATION. **International alloy designations and chemical composition limits for wrought aluminum and wrought**

aluminum alloys. Disponível em: <https://www.aluminum.org/> ; Acesso em: 12 out. 2020.

VARGEL, C. Introduction to the corrosion of aluminium. In: _____(Ed).

Corrosion of aluminium. [S.l.]: Elsevier, 2004. p. 81-109 Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/b978-008044495-6/50011-2>.

WAINER, E; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem**: processos e metalurgia. São Paulo, Edgard Blücher, 1992.

WAN, L.; HUANG, Y. Friction welding of AA6061 to AISI 316L steel: characteristic analysis and novel design equipment. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 95, n. 9-12, p. 4117-4128, 2018. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-017-1505-5>.

WANG, H.; QIN, G.; GENG, P.; MA, X. Interfacial microstructures and mechanical properties of friction welded Al/steel dissimilar joints. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 49, p. 18-25, 2020. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.11.009>.

WANG, W.; DAHL, M.; YIN, Y. Hollow nanocrystals through the nanoscale Kirkendall effect. **Chemistry of Materials**, v. 25, n. 8, p. 1179-1189, 2013.

WELDINGHISTORY. **A history of welding**. Disponível em: <http://www.weldinghistory.org/whfolder/folder/wh-preface.html>. Acesso em: 30 out. 2021.

YILBAS, S. B.; SAHIR, Z. A.; KAHRAMAN, N., Z.; AL-GARNI, A. Friction welding of St-Al and Al-Cu materials, **Journal of Material Processing Technology**, v. 49, n.3/4, p. 431-433, 1995.

ZHANG, W.; SUN, D.; HAN, L.; GAO, W.; QIU, X. Characterization of intermetallic compounds in dissimilar material resistance spot welded joint of high strength steel and aluminum alloy. **ISIJ International**, v. 51, n. 11, p. 1870-1877, 2011. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.51.1870>.

ZHAO, L.; GONG, W.; ZHU, R.; GONG, M.; CUI, H. Effect of friction pressure on microstructure and properties of friction welded joints of pure aluminum/304

stainless steel. **Materials Science**, v. 27, n. 3, p. 276-281, 2021. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.5755/j02.ms.23410>.