



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

Tese de Doutorado

**INFLUÊNCIA DA FORMA DE CONTATO
INICIAL E PREAQUECIMENTO NA CAMADA
INTERMETÁLICA NO PROCESSO DE
SOLDAGEM POR FRICÇÃO DE MATERIAIS
DISSIMILARES**

Autor: Marlon Antônio Pinheiro

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense, PhD

Belo Horizonte, 29 de Março de 2021



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

Marlon Antônio Pinheiro

**INFLUÊNCIA DA FORMA DE CONTATO
INICIAL E PREAQUECIMENTO NA CAMADA
INTERMETÁLICA NO PROCESSO DE
SOLDAGEM POR FRICÇÃO DE MATERIAIS
DISSIMILARES**

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Engenharia de Manufatura e Materiais

Linha de pesquisa: Processos de Soldagem

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense, PhD

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2021

P654i

Pinheiro, Marlon Antônio.

Influência da forma de contato inicial e preaquecimento na camada intermetálica no processo de soldagem por fricção de materiais dissimilares [recurso eletrônico] / Marlon Antônio Pinheiro. - 2021.
1 recurso online (iv, 138 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Alexandre Queiroz Bracarense

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Anexos e apêndices: f. 122-138.

Bibliografia: f. 113-121.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Fricção - Teses. 3. Indução eletromagnética - Teses. 4. Soldagem - Teses. I. Bracarense, Alexandre Queiroz, 1959-. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 621(043)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ESCOLA DE ENGENHARIA
COLEGIADO DO CURSO DE GRADUAÇÃO / PÓS-GRADUAÇÃO EM [XXXX]

FOLHA DE APROVAÇÃO

INFLUÊNCIA DA FORMA DE CONTATO INICIAL E PREAQUECIMENTO NA CAMADA INTERMETÁLICA NO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO DE MATERIAIS DISSIMILARES

MARLON ANTÔNIO PINHEIRO

Tese submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, constituída pelos Professores: Dr. Alexandre Queiroz Bracarense (orientador-Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Bruno Silva Cota (Universidade Federal de Itajubá/ UNIFEI), Dr. Ariel Rodriguez Arias (Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Claudio Turani Vaz (Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais/CEFET-MG) e Dr. Jose Antonio Esmerio Mazzaferro (Universidade Federal do Rio Grande do Sul/UFRGS), como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "**Doutor em Engenharia Mecânica**", na área de concentração de "Processos de Fabricação".

Tese aprovada no dia 26 de março de 2021.

Por:

Belo Horizonte, 01 de abril de 2021.



Documento assinado eletronicamente por **Alexandre Queiroz Bracarense, Professor do Magistério Superior**, em 04/04/2021, às 10:46, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.



Documento assinado eletronicamente por **Ariel Rodriguez Arias, Professor do Magistério Superior**, em 19/04/2021, às 09:32, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.



Documento assinado eletronicamente por **Bruno Silva Cota, Usuário Externo**, em 19/04/2021, às 11:31, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.



Documento assinado eletronicamente por **José Antônio Esmerio Mazzaferro, Usuário Externo**, em 27/04/2021, às 19:24, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.



Documento assinado eletronicamente por **Cláudio Turani Vaz, Usuário Externo**, em 28/04/2021, às 15:28, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufmg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **0655524** e o código CRC **6E0573B1**.

RESUMO

A soldagem por fricção é um processo de soldagem no estado sólido e tem como principais mecanismos de união, a difusão e mistura mecânica. O processo apresenta-se como opção por gerar menor tensão residual, menor distorção e formação de trincas. As características do processo permitem também a realização satisfatória de soldagem de materiais dissimilares, com bons resultados em termos de resistência mecânica. Entretanto, a soldagem de materiais dissimilares constitui um desafio, haja vista as diferenças de propriedades existentes entre dois materiais, além da possível formação de compostos intermetálicos.

O objetivo deste estudo foi investigar a soldagem de topo por fricção rotativa convencional de alumínio ASTM A6351 T6 e aço SAE 1020. Os experimentos buscaram avaliar os efeitos da geometria inicial de contato e preaquecimento do aço a 300°C nas estruturas, principalmente na possível formação de compostos intermetálicos e as consequências em termos de resistência mecânica das juntas soldadas.

Para atender os objetivos deste trabalho, foi necessário o desenvolvimento de uma máquina de soldagem por fricção convencional, e do dispositivo de preaquecimento por indução. Foram feitos testes preliminares validados por ensaios de tração e ensaios metalográficos das juntas soldadas.

Após os testes preliminares, foram produzidos soldas e ensaios de tração, microdureza, metalográficos e difração de raio X, que confirmaram que a utilização de pontas cônicas de alumínio e pontas planas de aço à temperatura ambiente favorecem o desempenho mecânico das soldas; ao passo que a realização de soldagem, utilizando-se pontas cônicas de alumínio, com preaquecimento do aço a 300°C, provoca redução da resistência à tração.

Observou-se que nas amostras preaquecidas houve um aumento da camada intermetálica, além de aumentar a presença de trincas e descontinuidades. Verificou-se também que não houve formação de compostos intermetálicos que justificassem a redução substancial dos resultados de ensaio a tração.

Palavras-chave: Soldagem, Fricção, Materiais dissimilares, indução eletromagnética

ABSTRACT

Friction welding is a solid-state welding process and has as its main joining mechanism, diffusion and mechanical mixing. The process is presented as an option, as it generates less residual stress, less distortion and cracks. The characteristics of the process also allow satisfactory welding of dissimilar materials, with good results in terms of mechanical strength. However, welding dissimilar materials is a challenge, given the differences in properties between two materials, in addition to the possible formation of intermetallic compounds.

The objective of this study was to investigate the butt welding by conventional rotary friction of aluminum ASTM A6351 T6 and SAE 1020 steel. The experiments sought to evaluate the effects of the initial contact geometry and preheat of the steel at 300°C in the structures, mainly in the possible formation of compounds intermetallic and the consequences in terms of mechanical strength of welded joints.

To meet the objectives of this work, it was necessary to develop a conventional friction welding machine and an induction preheating device. Preliminary tests were carried out, validated by tensile tests and metallographic tests of welded joints.

After preliminary tests, welds and tensile, microhardness, metallographic and X-ray diffraction tests were produced, which confirmed that the use of aluminum conical tips and flat steel tips at room temperature favor the mechanical performance of the welds. While welding, using aluminum conical tips, with steel preheating to 300 ° C, causes a reduction in tensile strength.

It was observed that in the preheated samples there was an increase in the intermetallic layer, in addition to increasing the presence of cracks and discontinuities. It was also found that there was no formation of intermetallic compounds that would justify the substantial reduction in the tensile test results.

Keyword: Welding, Friction, Dissimilar materials, electromagnetic induction

AGRADECIMENTOS

A Deus por sua força, proteção, vida.

Aos meus pais Antônio (*in memoriam*) e Maria (*in memoriam*) pelo exemplo e tudo que me ensinaram.

A minha esposa Clélia, pelo amor e companheirismo. Aos meus filhos Arthur, Victor e Augusto, minhas bênçãos!

Ao Prof. Dr Alexandre Queiroz Bracarense, pelo apoio, confiança, inspiração e paciência, sem dúvida minha referência, muito obrigado!

Aos colegas do LRSS, pelo apoio, sugestões e boa convivência.

À UFMG, pela oportunidade, por todos os professores do Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica e ao Prof. Vicente Buono e o Técnico de Laboratório Samuel (DEMAT), pela realização dos ensaios de DRX.

Ao Professor Matheus Porto, da UFMG, pelo apoio nas medições com câmera termográfica.

Ao CEFET-MG pelo apoio e incentivo, e a todos os colegas de trabalho.

Ao Técnicos de Laboratório, Henderson e Matheus, pelo apoio.

Aos amigos Weverton Augusto, Lucas e Rafael, e José Valério pelo apoio.

Aos amigos professores Ralney e Meire pelo apoio.

Ao professor Ubirajara (PUC-MG), por permitir realizar análises metalográficas no MEV em seus laboratórios, e em especial à técnica de laboratório Edilene.

Ao SENAI-CETEF Itaúna, pelo apoio, especialmente a profissional Rogéria Perillo.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
1.2 Motivação	2
1.3 Objetivos	3
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1 Soldagem por fricção.....	4
2.1.1 Etapas do Processo de soldagem por Fricção Rotativa	5
2.1.2 Variantes do processo de Soldagem por Fricção Rotativa	9
2.1.3. Parâmetros da Soldagem por Fricção	12
2.2 Formação de Compostos Intermetálicos na Soldagem por Fricção Rotativa.....	18
2.3. Aspectos térmicos da soldagem por fricção	26
2.4 Técnicas de Preaquecimento nos processos de Soldagem por Atrito	29
2.5 Aquecimento por Indução Eletromagnética	30
2.6 Pesquisa e Planejamento de Experimentos	32
3. MATERIAIS E MÉTODOS	34
3.1 Planejamento dos Procedimentos Experimentais.....	34
3.2 Ensaios com variações do tempo e temperatura.....	37
3.3 Materiais.....	37
3.3.1 Preparação dos pinos de alumínio e aço.....	40
3.4 Desenvolvimento de Máquina de soldagem por Fricção	42
3.4.1 Adaptação e testes do sistema de Indução Eletromagnética	43
3.5 Procedimento de soldagem.....	45
3.5 Ensaios das peças soldadas	46
3.5.1 Ensaio de Tração e Microdureza	46
3.5.2 Ensaio de Microdureza	46
3.5.3 Análise Macroestrutural	47

3.5.4	Análise Microestrutural e EDS.....	48
3.5.4.1	-Microscopia Óptica.....	48
3.5.4.2	-Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV) e EDS.....	48
3.5.4.3	-Difração de Raio X	49
3.5.5	Medição de Temperatura.....	49
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	51
4.1	Análise Macrográfica	51
4.2	Medições de Temperatura	52
4.4	Análise Metalográfica (MEV) e Análise por Difração de Raio X (DRX).....	55
4.5	Espessura de Camada Intermetálica	80
4.6	Identificação das Camadas intermetálicas das interfaces das soldas por EDS E DRX..	84
4.7	Ensaio Mecânicos	89
4.7.1	Resultados dos Ensaio de Tração.....	89
4.7.2	Resultados dos Ensaio de Microdureza	105
4.8	Contribuições originais e relevância dos resultados	108
5.	CONCLUSÕES.....	110
6.	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	112
7.	REFERÊNCIAS	113
	APÊNDICES.....	122
	Apêndice 1 Testes Preliminares	122
	Apêndice 2. Formação das bordas das soldas realizadas	127
	Apêndice 3. Difratoformas.....	129
	Anexos.....	137
	Anexo 1. Cartas do ICDD	137

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1: Etapas da soldagem por fricção convencional rotacional de topo. A) Aproximação; B) Aplicação da força para aquecimento; C) Encerramento da aplicação da força de aquecimento; D) Aplicação da força de forjamento.....	6
Figura 2.2: Parâmetros da soldagem por fricção convencional ao longo do tempo.....	6
Figura 2.3: Diferentes regiões na ZTA de soldagem por fricção rotativa de topo	8
Figura 2.4: Equipamento de soldagem por Fricção convencional	9
Figura 2.5: Equipamento de soldagem por Fricção Inercial	10
Figura 2.6: Linhas de fluxo nas duas variantes do processo	12
Figura 2.7: Influência da pressão de soldagem e forjamento na formação da borda	14
Figura 2.8: Influência do tempo de soldagem na aparência das interfaces soldadas conforme o tempo.....	15
Figura 2.9: Imagem por Transmissão e EDS da amostra a) tempo de soldagem de 0,4s e b) 1,6s	19
Figura 2.10: Diagrama de Fases Fe-Al. FONTE: ASM (1992)	21
Figura 2.11: Influência da espessura da camada de compostos intermetálicos na resistência à tração de junta soldada e os tipos de compostos	22
Figura 2.12: Distribuição dos compostos intermetálicos na junta Alumínio-Aço	23
Figura 2.13: Micrografia da interface de ligação de junta soldada por fricção entre Tantalum e Aço Inoxidável- Aumento 200x.....	25
Figura 2.14: Desenho esquemático do processo de fricção.....	26
Figura 2.15:Variação dos valores de temperatura, deslocamento Axial e variação do coeficiente de atrito nas etapas do processo de solda por fricção.....	29
Figura 2.16:Desenho esquemático do aquecimento por indução eletromagnética.	31
Figura 2.17: Simulação do Efeito Pelicular.....	32
Figura 3.1: Metalografia Material Base Alumínio 6351T6. Ataque: Keller	40
Figura 3.2: Metalografia Material Base Aço SAE 1020. Ataque: Nital 2%.	40
Figura 3.3: Formatos utilizados dos pinos de alumínio	41
Figura 3.4 Máquina desenvolvida para os experimentos	43
Figura 3.5: Adaptação do Indutor utilizado para preaquecimento.	43
Figura 3.6: Testes para preaquecimento do aço.	44
Figura 3.7: Medição de temperatura Câmera termográfica.....	45

Figura 3.8: Procedimento de preaquecimento do aço por indução eletromagnética.....	45
Figura 3.9: Representação esquemática do corpo de prova ensaio de tração.....	46
Figura 3.10: Representação esquemática dos pontos de medição de dureza	47
Figura 3.11: Pontos de medição da camada intermetálica	49
Figura 4.1: Amostras soldadas	51
Figura 4.2: Perfil de temperaturas das amostras. A) Tempo de atrito de 7s B) Tempo de atrito de 4s.....	54
Figura 4.3: Perfil térmico obtido nos processos.	55
Figura 4.4: MEV t=4s, P=21,3 MPa sem preaquecimento Ponta Plana.....	58
Figura 4.5: MEV t=7s, P=21,3 MPa sem preaquecimento ponta plana	60
Figura 4.6: MEV t=4s, P=21,3 MPa com preaquecimento e ponta plana	61
Figura 4.7: MEV t=4s, P=21,3MPa sem preaquecimento e pontas cônicas	63
Figura 4.8: MEV Ponto A t=4s, P=21,3 MPa com preaquecimento e ponta cônica.....	64
Figura 4.9: MEV t=7s, P=21,3 MPa sem preaquecimento e ponta cônica. (A) região central e (B) região a 1 mm do centro.....	66
Figura 4.10: Imagem do MEV Ponto A da solda t=7s, P=21,3MPa com Preaquecimento e Ponta Plana.	67
Figura 4.11: MEV Ponto A t=7s, P=21,3 MPa com preaquecimento e ponta cônica.	68
Figura 4.12: MEV Ponto A t=4s, P=37,0 MPa sem preaquecimento e Ponta plana.....	70
Figura 4.13: MEV Ponto A T=4s, P=37,0 MPa, sem preaquecimento e ponta cônica	71
Figura 4.14: MEV Ponto A e Ponto C, t=4s, P=37,0 MPa, com preaquecimento e ponta plana	72
Figura 4.15: MEV t=4s, P=37,0 MPa, com preaquecimento e ponta cônica	74
Figura 4.16: MEV, t=7s, P=37,0 MPa sem preaquecimento e ponta plana	76
Figura 4.17: MEV t=7s, P=37,0 MPa sem preaquecimento e ponta cônica	77
Figura 4.18: MEV, t=7s, P=37,0 MPa preaquecimento e ponta plana.....	78
Figura 4.19: MEV, t=7s, P=37,0 MPa, com preaquecimento e ponta cônica	79
Figura 4.20: Distribuição das espessuras das camadas intermetálicas pontas cônica 60° tempo 4s.	81
Figura 4.21: Distribuição das espessuras de camadas intermetálicas pontas planas t=4s.	82
Figura 4.22: Distribuição das espessuras de camadas intermetálicas, pontas cônicas para t=7s	83
Figura 4.23: Distribuição das espessuras das camadas intermetálicas, pontas planas t=7s	84
Figura 4.24: Camada Intermetálica	85

Figura 4.25: Resultados de resistência à tração para ponta plana	90
Figura 4.26: Resultados de resistência à tração para ponta cônica	91
Figura 4.27: Aspectos das juntas soldadas após a ruptura nos ensaios de tração.....	93
Figura 4.28: Distribuição Normal dos Efeitos.....	95
Figura 4.29: Influência do Fator C- Temperatura (preaquecimento)	96
Figura 4.30: Influência do Fator D- Geometria de contato inicial	96
Figura 4.31: Influência da interação dos Fatores Temperatura(C) x Geometria de contato inicial (D)	97
Figura 4.32: Teste de Normalidade de dados	98
Figura 4.33: Relação entre espessura de camada intermetálica e parâmetros utilizados-Ponta Cônica.....	99
Figura 4.34: Relação entre espessura de camada intermetálica e Resistência à tração-Ponta Cônica.....	100
Figura 4.35: Relação entre espessura de camada intermetálica e parâmetros utilizados-Ponta plana	101
Figura 4.36: Relação entre espessura de Camada Intermetálica e resistência à Tração-Ponta Plana	102
Figura 4.37: Relação entre tempo de soldagem, preaquecimento e Resistência à Tração-Ponta Cônica.....	103
Figura 4.38: Relação entre Tempo de soldagem, preaquecimento e Resistência à Tração Ponta Plana	104
Figura 4.39: Influência da temperatura de preaquecimento e Resistência à Tração-Ponta Cônica	105
Figura 4.40: Perfil Longitudinal de Dureza	106
Figura 4.41: Perfil Transversal de Dureza.....	107

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1: Particularidades das duas variantes de soldagem por Fricção de topo	11
Tabela 3.1 Parâmetros e níveis utilizados nos experimentos	35
Tabela 3.2: Matriz Experimental.....	35
Tabela 3.3:Matriz de planejamento dos experimentos.....	36
Tabela 3.4:Composição Química do Alumínio 6351 T6. Fonte: Alcoa (2010)	38
Tabela 3.5:Composição Química do Aço SAE 1020.	39
Tabela 3.6:Comparação de propriedades entre aço e alumínio.	39
Tabela 3.7:Propriedades Mecânicas do Alumínio 6351 T6 e do aço SAE 1020.	39
Tabela 3.8: Características técnicas da máquina de soldagem por fricção desenvolvida	42
Tabela 3.9: Informações técnicas da câmera termográfica	50
Tabela 4.1: Composição Química EDS amostras sem preaquecimento.	86
Tabela 4.2:Composição Química EDS amostras com preaquecimento.	87
Tabela 4.3:Resultados dos Efeitos e Interações	94

NOTAÇÕES

μ	Coeficiente de atrito
CCC	Cúbico de corpo Centrado
CP	Corpo de prova
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
DRX	Difração de Raio X
F	Força
FCAW	Flux Cored Arc Welding
FW	Friction welding
HB	Dureza Brinell
HV	Dureza Vickers
IMC	Intermetallic Compounds
l/min	Litros por minuto
MEV	Microscópio Eletrônico por Varredura
RPM	Rotações por minuto
ICDD	International Centre for Diffraction Data
V	Velocidade
W	Espessura da camada intermetálica
ZTA	Zona termicamente afetada

1. INTRODUÇÃO

A aplicação de juntas dissimilares, principalmente utilizando-se ligas leves, como ligas de alumínio, titânio e magnésio, tem aumentado em diversos setores, dentre eles os setores automobilístico, aeronáutico, máquinas e equipamentos e indústrias de processo. A união de materiais dissimilares permite aproveitar melhor as propriedades mecânicas e físicas de cada material, proporcionando aplicações específicas, com vários benefícios, como, combinar resistência mecânica com redução do peso de estruturas (consequentemente redução de consumo e emissão de poluentes nos veículos), ou combinar resistência e troca de calor, ou resistência à corrosão e resistência mecânica, ou resistência e condutividade elétrica (BAFFARI *et al*, 2014).

Entretanto, a soldagem de materiais dissimilares continua sendo um desafio. Uma interessante opção para realizar junções de materiais dissimilares é a soldagem por fricção.

A soldagem por fricção é um processo de soldagem no estado sólido. A *American Welding Society* (AWS) (1998) define a soldagem no estado sólido como união por processos macro e microscópico nas superfícies de contato de ligas ferrosas e não ferrosas pela coalescência desses materiais em valores inferiores das temperaturas de fusão.

A união de materiais em valores inferiores das temperaturas de fusão apresenta vantagens como diminuição de tensões residuais, distorções e formação de trincas.

O processo de soldagem por fricção consiste basicamente na geração de atrito entre duas superfícies, a geração de calor como resultado desse atrito e posteriormente a deformação. Além de baixas tensões residuais, possibilita também a obtenção de juntas de alta qualidade e excelentes resultados mecânicos.

As variáveis do processo de soldagem por fricção, segundo Khan (2011), relativas à máquina, são a rotação, ou velocidade de contato entre as duas superfícies, força de contato e também a força de forjamento, além dos tempos de aplicação das respectivas forças. As variáveis que não pertencem à máquina são tipos de materiais, geometria das peças e diâmetro das peças.

Neste trabalho, além das variáveis apresentadas por Khan (2011), acrescenta-se o preaquecimento por indução eletromagnética e o perfil da geometria de contato inicial.

Um problema que afeta a resistência mecânica da junta de materiais dissimilares é a formação de compostos intermetálicos, que podem fragilizar a solda. Esses compostos são formados por elementos que compõem os materiais que estão sendo unidos, formando outros elementos, que impedem ou dificultam a união entre as partes. No caso específico entre alumínio e aço, materiais utilizados neste trabalho, os possíveis compostos normalmente formados podem ser o FeAl, FeAl₂, Fe₂Al₅, FeAl₃, Fe₄Al₁₃. (Yamamoto, 2007), Ogawa(1998), Fukumoto et al(1998)

O objetivo deste trabalho foi estudar o efeito do uso pontas cônicas de alumínio na soldagem com aço preaquecido, nas propriedades mecânicas, bem como a sua caracterização estrutural, espessura das camadas intermetálicas, das soldas produzidas por fricção rotativa convencional, de alumínio ASTM A 6351 T6 e Aço carbono SAE 1020.

1.2 Motivação

A soldagem por fricção de alumínio e aço continua a ser um desafio tecnológico e necessita de mais estudos, tendo em vista a diferença de propriedades dos materiais, temperatura de fusão e a propensão de ocorrer fases intermetálicas indesejadas.

Uma importante motivação, apresentada por Bouarroudj *et al* (2017), é que o uso de soldagem por fricção de materiais dissimilares é largamente utilizado na fabricação de diversos componentes em áreas como indústria aeroespacial, aeronáutico, nuclear, automobilístico em diversos países. Tendo como exemplos a conexão da baia de controle de veículo propulsor para lançamento de satélite, como apresentado por Alves (2016), ou a junção de transição de reator nuclear apresentado por Khan (2011) e outros componentes como soldagem de tubo de bronze com aço carbono, válvulas forjadas e soldadas por atrito, componentes eletrônicos compostos de alumínio e cobre, apresentados por AMERICAN FRICTION WELDING (2019). Entretanto, no Brasil, segundo Alves (2016), a utilização se restringe ao setor automobilístico, tendo pois a necessidade de desenvolvimento de tecnologia nacional e continua sendo um desafio.

Experimentos realizados por Pinheiro e Bracarense (2019) mostraram que a utilização de pontas cônicas de alumínio na realização da soldagem por atrito rotativo com o aço carbono influenciava nos resultados mecânicos obtidos. Pontas cônicas de alumínio obtiveram, em

média, resultados de ensaio à tração aproximadamente 7% superiores em relação às soldas que utilizaram pontas planas. Isso confirmava o que alguns autores também afirmaram.

Conseqüentemente, surgiu a curiosidade científica quanto à utilização de pontas cônicas associada ao preaquecimento por indução do aço carbono e suas conseqüências microestruturais, principalmente na formação e crescimento da camada intermetálica.

Outro fator que motivou a realização do trabalho foi associar alteração de geometria inicial de contato e preaquecimento se apresenta como uma lacuna no campo do conhecimento, o que justifica a realização deste estudo.

1.3 Objetivos

Este trabalho teve como objeto geral explicar a influência do perfil de contato inicial das faces das peças de alumínio no processo de soldagem por fricção rotativa convencional com aço, assistido por preaquecimento por indução na formação da camada intermetálica e a relação da espessura dessa camada nos resultados mecânicos da junta.

Os objetivos específicos são:

- Produzir juntas soldadas de alumínio e aço por fricção rotativa, utilizando-se pontas planas e cônicas de alumínio, assistidas ou não por preaquecimento por indução do aço;
- Identificar a influência das variáveis do processo, tempo de soldagem, preaquecimento e pressão de soldagem na formação das microestruturas obtidas;
- Medir a espessura e a composição da camada intermetálica formada entre aço SAE 1020 e Alumínio 6351-T6, associando a parâmetros do processo tempo de soldagem, pressão de soldagem e preaquecimento do aço e conseqüências nas propriedades mecânicas e estruturais da junta;
- Analisar os benefícios e restrições da utilização da alteração da forma de contato inicial das peças de alumínio e preaquecimento das peças de aço nas juntas soldadas.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Soldagem por fricção

A soldagem por fricção tem sido muito estudada devido ao grande potencial de aplicação e possibilidade de substituição de processos convencionais, sendo que diversos métodos têm sido criados devido às suas vantagens. Os princípios e parâmetros continuam sendo o calor gerado pela conversão de energia mecânica em energia térmica, resultado do atrito entre duas partes que se movimentam relativamente, o aquecimento dos materiais, sendo que para o contato entre as partes é fundamental a aplicação de força; para aproximar as superfícies a serem unidas, para escoamento plástico dos materiais e também para o arraste de óxidos superficiais (MACHADO, 1996).

O calor pode ser gerado por fontes externas às peças a serem unidas, como relatado por Tavares (2017). Nesse trabalho foi utilizado a indução eletromagnética para realizar o preaquecimento do aço que foi soldado com alumínio. O melhor benefício apresentado pela autora foi a redução do tempo de soldagem. Essa técnica também é chamada de LFFW (*Low Force Friction Welding*) por MTI (2018) o qual afirma que soldas de alta qualidade podem ser obtidas a partir de uma fonte externa de calor. O processo LFFW possui outras vantagens além da redução do ciclo de soldagem, como menor custo e dimensões do equipamento a ser utilizado, menor força utilizada, maior precisão dimensional das peças soldadas, menor consumo de material, redução de tensões residuais, entre outras. Vill (1962) e MTI (2018) recomendam essa prática quando um dos materiais a ser soldado tiver baixa forjabilidade.

O processo de soldagem por fricção tem vantagens importantes como poder ser aplicado para diversos materiais, sendo possível soldar materiais dissimilares, possibilitar alta produtividade, não necessitar de materiais de adição, normalmente não necessita de gás de proteção, podem ser obtidas zona termicamente afetadas (ZTA) estreitas, boas características mecânicas e baixo consumo energético.

Porém, o processo tem como desvantagens, limitações ligadas à forma geométrica das peças a serem unidas, a necessidade de os materiais envolvidos possuírem boa forjabilidade à quente e que sejam capazes de gerar atrito entre si na interface de ligação.

Materiais como ferro fundido tem como principal problema a presença da grafita que provoca a dificuldade de realizar as ligações interatômicas, acompanhado por uma diminuição do coeficiente de atrito, o que faz com que haja necessidade de aumento significativo da força utilizada, podendo provocar trincas na junta soldada. Outros materiais também possuem essa dificuldade como aço ligado ao chumbo, enxofre e telúrio acima de 0,13%.

Winiczenko e Kaczorowski (2012) realizaram soldas dissimilares por fricção rotativa de ferro fundido nodular com aço inoxidável, utilizando camadas intermediárias de aço para realização da solda.

Wainer *et al* (1992) citam que, no início da soldagem por fricção rotativa de topo, o contato entre as partes ocorre em pequenas áreas e que, com o aumento da força aplicada, ocorre o aumento da área de contato devido à deformação plástica e, posteriormente, ocorre a solda propriamente dita. Devido à energia cinética envolvida, ocorre o aquecimento nas regiões próximas às superfícies e estas tornando-se plásticas, fluem e, então, ocorre o caldeamento, quase sempre, sem a ocorrência de fusão.

2.1.1 Etapas do Processo de soldagem por Fricção Rotativa

Segundo a AWS (1998), o processo apresenta as seguintes etapas básicas, representadas na Figura 2.1:

- a) Rotação de pelo menos uma das peças e aproximação das superfícies a serem soldadas;
- b) Após a aproximação das superfícies ocorre o contato entre elas, e a energia cinética é transformada em energia térmica por meio do atrito;
- c) O material em seu estado plástico começa a formar a borda ou *Flash*;
- d) A rotação é interrompida e é aplicada a força de forjamento para garantir a união entre as partes.

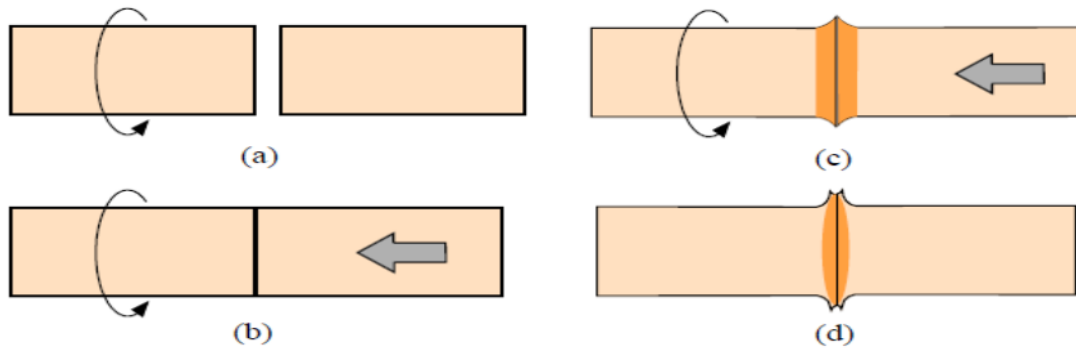


Figura 2.1: Etapas da soldagem por fricção convencional rotacional de topo. A) Aproximação; B) Aplicação da força para aquecimento; C) Encerramento da aplicação da força de aquecimento; D) Aplicação da força de forjamento.

FONTE: Modenesi, Marques e Santos (2012).

As etapas citadas anteriormente podem ser representadas graficamente ao longo do tempo conforme é apresentado na Figura 2.2. Alguns dos importantes parâmetros são: rotação, força de soldagem, força de forjamento, tempo de soldagem, tempo de forjamento e tem, como resultado, o fenômeno de redução do comprimento final das peças soldadas ou comprimento da queima.

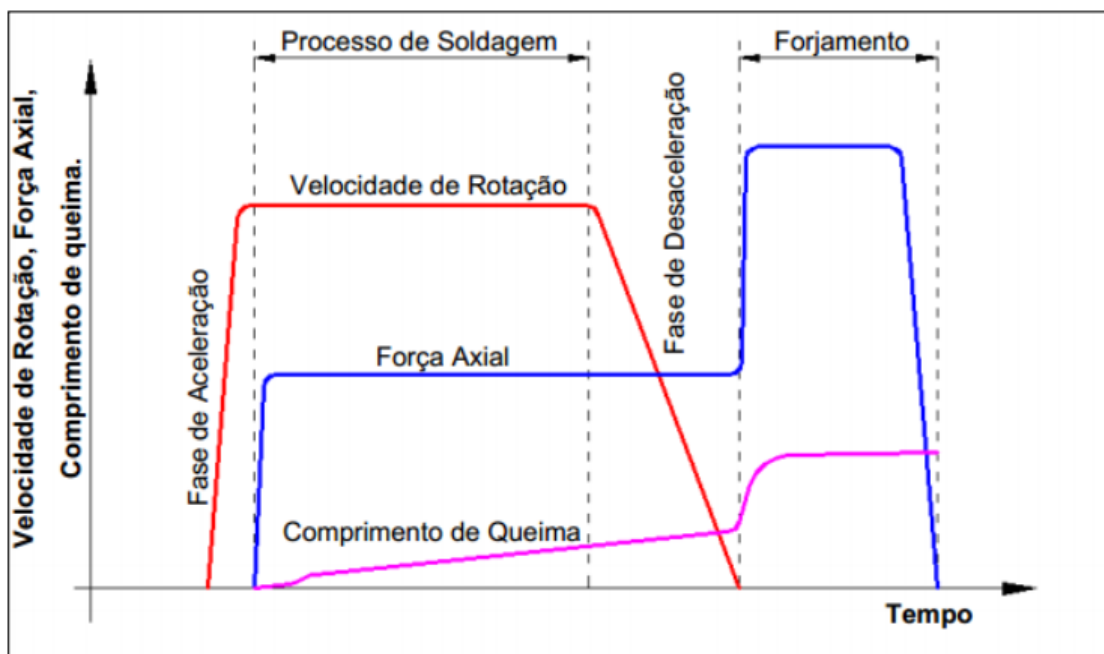


Figura 2.2: Parâmetros da soldagem por fricção convencional ao longo do tempo.
FONTE: AWS (1998)

Como resultado é obtida uma peça com rebarba que, posteriormente, deverá ser retirada. É interessante ressaltar que o formato e a quantidade de rebarba, também conhecida como *Flash*, podem informar sobre os parâmetros de processo.

Essa rebarba (*flash*) foi estudada por Ji *et al* (2012) em uma pesquisa sobre a formação de fluxo de material de anel de aço 1045 e concluiu que o grau de curvatura da rebarba aumenta proporcionalmente com o tempo, velocidade e pressão.

O tempo de soldagem elevado ou a velocidade elevada aumentam o calor gerado, conseqüentemente, aumenta a plastificação do material, a quantidade de rebarba formada e a diminuição do comprimento inicial das peças. Rebarbas muito pequenas podem indicar que, provavelmente, houve aprisionamento de óxidos e outros resíduos na junta soldada, se não forem empurrados para a rebarba formada, durante a fricção. Isso pode provocar diminuição de resistência mecânica da solda (AKINALIB *et al*, 2020).

Os parâmetros selecionados podem gerar mudanças na microestrutura do material e conseqüentemente nas características e propriedades das juntas soldadas. Os principais parâmetros tais como velocidade, tempo de fricção e forjamento, força de fricção e forjamento, devem ser buscados no sentido de atingir os melhores resultados em termos de resistência mecânica.

Quando ocorre a soldagem por fricção de materiais dissimilares, a busca pelos parâmetros ideais se torna ainda mais desafiadora, pois às vezes os parâmetros ideais de determinado material não são compatíveis com os do outro e vice-versa.

A soldagem por fricção provoca nas regiões em torno da solda mudanças de temperatura e alterações que, segundo Rombaut *et al* (2011), podem ser representadas na Figura 2.3 e podem ser divididas em quatro zonas que representam o que ocorre no processo.

Zona de contato (i):

Região de contato intenso, onde ocorrem as maiores temperaturas e conseqüentemente maiores deformações plásticas. É uma região com estrutura refinada devido a grandes deformações e recristalização;

Zona de plastificação (ii):

O material está sujeito a uma importante deformação plástica, mas não participa da formação da rebarba. É uma região de estrutura refinada com grãos equiaxiais;

Zona parcialmente deformada (iii):

Nessa região a deformação, temperatura e quantidade de deformação plástica são menores do que na região (ii). É uma região menos refinada do que a região ii.

Zona sem deformação (iv):

Nessa região, mais afastada do ponto de atrito e geração de calor, pode ocorrer a presença de estrutura com grãos maiores, pois não ocorreu nenhuma deformação.

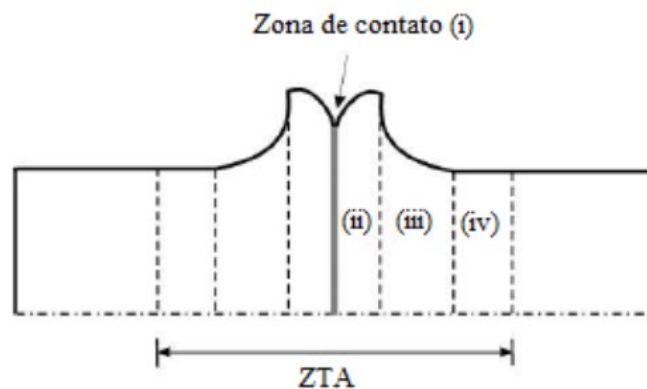


Figura 2.3: Diferentes regiões na ZTA de soldagem por fricção rotativa de topo
FONTE: Rombault *et al* (2011)

Dawood (2017) ressalta que uma das desvantagens do processo é a não uniformidade de espessura da zona termicamente afetada e o motivo dessa não uniformidade é o aquecimento não uniforme na interface, resultado da mudança na velocidade de rotação do centro da peça em relação à sua extremidade. Essa não uniformidade pode concentrar calor em alguns pontos, gerando uma solda não uniforme ao longo da interface.

Metha (2019) faz, em seu artigo, uma revisão sobre tecnologia de soldagem por fricção e salienta a complexidade do processo, que envolve a interação entre diversos fenômenos, como geração e dissipação de calor, deformação plástica, trabalho a quente e recristalização do metal aquecido, difusão e penetração entre partes metálicas.

2.1.2 Variantes do processo de Soldagem por Fricção Rotativa

Existem duas variantes do processo de soldagem por fricção, conforme ASM Handbook (1993) e Li *et al* (2016), e cujas diferenças estão ligadas ao modo de geração de energia para a realização da solda. Na soldagem convencional (Figura 2.4), também chamada de Soldagem por fricção por Arraste Contínuo (FARIA e BRACARENSE, 2003), a realização da solda ocorre de forma que a energia necessária para o processo de soldagem é transmitida diretamente ao mandril, onde estão fixadas as peças a serem soldadas, produzindo a rotação necessária para a realização da solda.

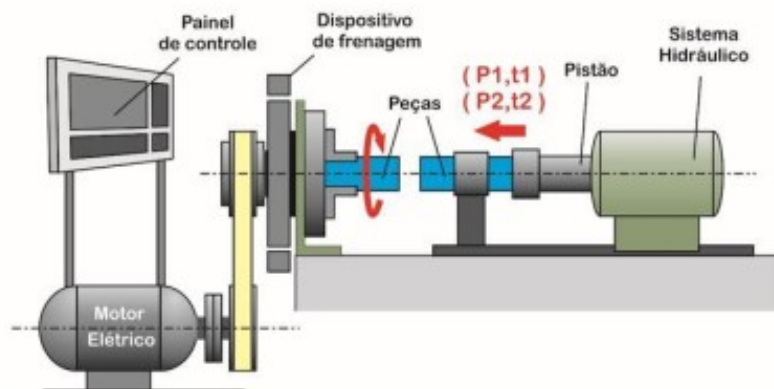


Figura 2.4: Equipamento de soldagem por Fricção convencional
FONTE: Alves (2010)

A segunda variante é o processo de Soldagem por Fricção Inercial (Figura 2.5). Neste, as peças são colocadas nas garras, sendo que uma das garras está acoplada a um volante acumulador de energia cinética. Esse volante é colocado em rotação até atingir a velocidade de soldagem necessária. Quando atingida essa velocidade, a unidade motora é desacoplada e a peça que está parada é deslocada até entrar em contato com a peça em rotação, neste momento é aplicada a pressão de soldagem até a peça parar.

A energia cinética armazenada vai depender do momento de inércia do volante e da rotação. A taxa de transferência de calor, gerada pelo atrito entre as superfícies, vai depender do momento de inércia do volante e da força que está sendo aplicada.

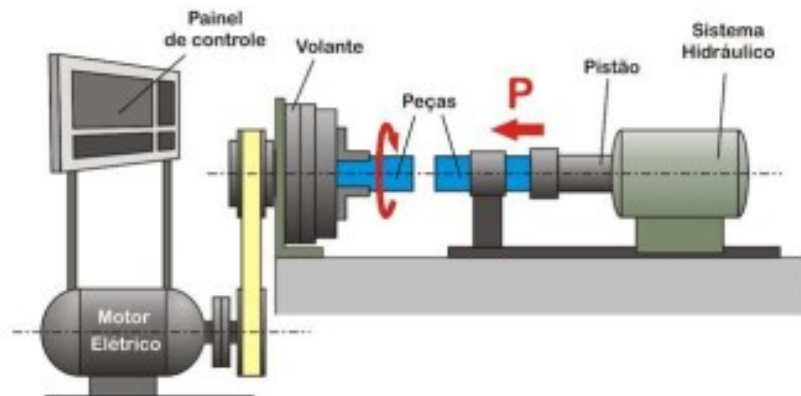


Figura 2.5: Equipamento de soldagem por Fricção Inercial
FONTE: Alves (2010)

Verifica-se que os métodos de soldagem por Fricção Inercial e Convencional têm como função a de gerar atrito e conseqüentemente calor entre as partes a serem unidas, mas, devido às suas particularidades, devem ser utilizados parâmetros diferentes para cada um dos métodos (ALVES, 2010).

Os dois processos podem ser comparados em termos das variáveis, tempo de soldagem, energia torque necessária para a solda, tamanho de ZTA, resistência da solda e tipo de fixação, conforme apresentados na Tabela 2.1.

Pode-se verificar que o processo de soldagem inercial apresenta mais vantagens que o processo convencional ou de arraste contínuo e do ponto de vista operacional apresenta também menos parâmetros de controle. Na Tabela 2.1 pode-se observar que o tempo de soldagem é maior pelo processo convencional. No processo inercial há melhor controle da temperatura e o torque obtido é maior, acarretando na necessidade de se ter garras do mandril mais eficientes para segurar as peças.

Tabela 2.1: Particularidades das duas variantes de soldagem por Fricção de topo

CARACTERÍSTICAS DA SOLDAGEM	INERCIAL	CONVENCIONAL
Variáveis do processo	Velocidade relativa Pressão Inércia do volante	Velocidade relativa Pressão (aquecimento) Tempo de aquecimento Pressão (forjamento) Tempo de 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 ZTA	Menor	Maior
Resistência da solda	Maior (Linhas de fluxo espiraladas)	Menor (Linhas de fluxo radiais)
Fixação das peças	Garras do mandril com alta eficiência para resistir a torques elevados e evitar a rotação da peça.	Garras do mandril normais
Equipamento	Robusto para resistir a elevadas cargas axiais.	Pode ser projetado para operações portáteis.

FONTE: Akinalib *et al* (2020) e Wainer *et al* (1992).

No presente trabalho, em materiais dissimilares, como alumínio e aço, as propriedades térmicas são diferentes, logo a distribuição das temperaturas será diferente a partir da interface da solda.

As linhas de fluxo também são afetadas pelas características específicas do processo inercial e convencional. Essas linhas, que são formadas com o escoamento do metal da superfície soldada, influenciam na resistência da solda. No processo convencional, elas são radiais; e no processo inercial, elas são espiraladas, conforme apresentado na Figura 2.6, garantindo um maior entrelaçamento das linhas de fluxo e, conseqüentemente, obtendo melhores resultados de resistência mecânica.

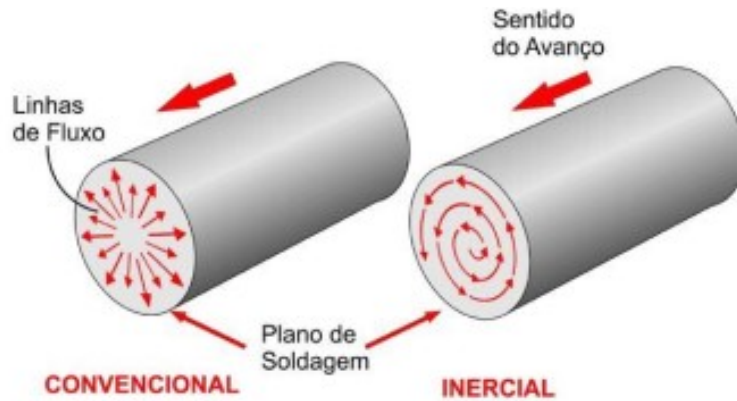


Figura 2.6: Linhas de fluxo nas duas variantes do processo
 FONTE: Alves (2016)

2.1.3. Parâmetros da Soldagem por Fricção

A qualidade das juntas soldadas, como todo processo, é resultado dos parâmetros estabelecidos e da interação entre esses parâmetros. Estes não atuam de forma individual, mas interagindo, podendo alterar a geração e dissipação de calor, a difusão, a mistura metálica e também nos defeitos e, conseqüentemente, os resultados de propriedades mecânicas.

Os principais parâmetros do processo de soldagem por fricção rotativa são:

a) Rotação: Segundo Lee et al (2003) e Chander, Reddy e Rao (2012), a rotação é um parâmetro que tem como função principal promover a velocidade relativa entre as superfícies de contato, a fim de gerar o calor necessário para a solda.

Velocidades muito altas fornecem maior aporte térmico, ou seja, maior energia fornecida ao processo, essa energia térmica gera maior fluxo de calor no sentido axial, ampliando a zona termicamente afetada, elevando a temperatura, diminuindo a taxa de resfriamento, tendo como consequência a influência negativa nas propriedades mecânicas, advinda de estruturas grosseiras e da facilitação do crescimento e formação de compostos (KHAN, 2011; CALIGULU, 2015 e CHANARONG *et al*, 2016).

Ozdemir (2005) produziu juntas soldadas dos materiais AISI 304 e AISI 4340 e afirmou que, para que se possa conseguir uma solda com resistência adequada, o tempo de atrito deve ser mantido o mais curto possível; já a rotação, e a pressão de forjamento devem ser o mais alto possível.

b) Pressão de Fricção: A pressão de soldagem tem a função de manter as duas superfícies em contato durante a fase de atrito, auxiliam na eliminação dos óxidos e na formação da liga soldada. A pressão na fase inicial do processo deve ser necessária para manter o aquecimento gerado através do atrito. A partir de determinada pressão, em valores mais elevados, o excesso de pressão pode provocar a fragilização da zona termicamente afetada, juntas incompletas, aumento de formação de compostos intermetálicos, devido ao aumento da temperatura (AKINALIB *et al*, 2020).

Pressões maiores obtém-se ZTA mais estreita, pois é possível utilizar tempos menores de atrito, com elevadas taxas de transferência de calor. Pressões muito baixas, normalmente necessitam de tempos maiores de fricção e, conseqüentemente, favorecem a formação de ZTA mais espessa, além de aquecimento insuficiente, o que pode gerar juntas incompletas (BASHEER, 2013 e SAHIN, 2009).

Khan (2011) afirma que existem várias faixas recomendadas de pressão aplicada no processo, entretanto a pressão de soldagem vai depender dos materiais a serem soldados, da geometria e da configuração da junta. Ambroziak(2014) apresenta uma faixa de pressão de soldagem que pode variar de 24 a 85 MPa para soldagem de Aços Austeníticos e ligas de Alumínio Magnésio.

Wei e Sun(2018) que realizaram soldagem por atrito de alumínio puro e ferro puro, e também alumínio puro e cobre puro, como também Sundar (2016), em seus experimentos com soldagem por fricção de aço inoxidável AISI 310 e AISI 4140, concluíram que o aumento da pressão de soldagem atua no aumento da resistência à ruptura até determinado ponto ideal, sendo que a partir desse ponto ocorre a diminuição da resistência à ruptura obtida.

O autor também concluiu que, com o aumento da pressão, associado ao tempo de atrito, ocorreu diminuição excessiva no comprimento linear e do aumento da formação do *flash*, resultado do aumento excessivo da temperatura de soldagem.

c) Pressão de Forjamento: A pressão de forjamento é necessária para dispersar e refinar o material na região da solda e regiões próximas à zona termicamente afetada. Pressão de forjamento baixa pode comprometer os resultados mecânicos a serem obtidos. Pressões de forjamento extremamente elevadas também comprometem os resultados mecânicos, pois podem provocar rupturas nas junções (KHAN, 2011).

Pressão de Forjamento baixa pode gerar junções com propriedades mecânicas inferiores à dos materiais envolvidos e as rupturas normalmente ocorrem na junta soldada. Pressão de

Forjamento muito elevada tem como consequência a grande redução do comprimento das barras e conseqüente excesso de formação de rebarba.

A Figura 2.7 apresenta a parte do resultado da pesquisa sobre o efeito dos parâmetros da soldagem por fricção nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da liga de alumínio 5052 e aço carbono ASTM A 36, de autoria de Lee *et al* (2003), com o aumento da pressão de soldagem e de forjamento, houve um aumento da borda formada.

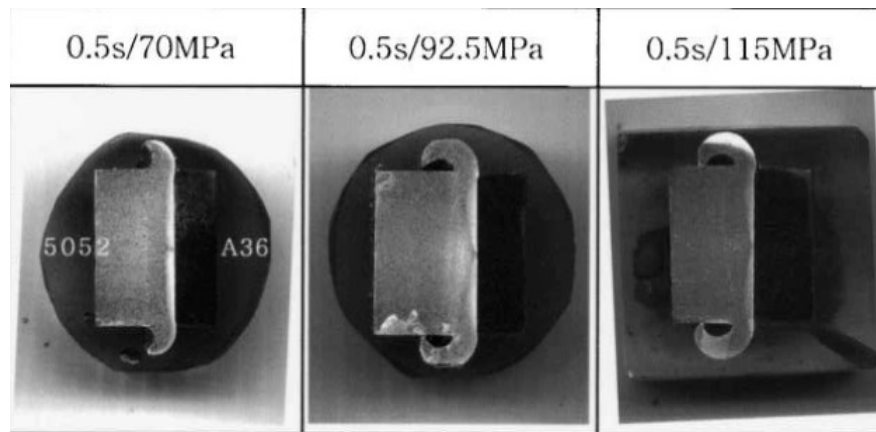


Figura 2.7: Influência da pressão de soldagem e forjamento na formação da borda

FONTE: Lee *et al* (2003)

d) Tempo de soldagem: O quarto parâmetro fundamental e que interage com Pressão e velocidade é o tempo. O tempo é decisivo quando é realizada a aplicação da força de soldagem, e a força de forjamento.

O tempo de soldagem ou de fricção ideal é aquele que permite a ocorrência da geração do calor e deformação plástica do material.

Kimura (2003), em seu estudo específico sobre a etapa de fricção, mostra a importância do tempo de fricção, na relação com o torque gerado e aparência da seção transversal. Utilizando-se o processo convencional de soldagem por fricção rotativa, verificou-se que no início o torque é no máximo de 6 Nm e, à medida que o contato entre as duas superfícies ocorre, o torque aumenta rapidamente até o aquecimento (32 Nm) e conseqüente plasticidade dos materiais. A partir daí o torque é reduzido novamente para 14 Nm.

O próprio autor considera também que a etapa de fricção é a mais importante. Cita inclusive que, nos experimentos por ele realizados, dispensou a fase de forjamento, ou seja, tempo de forjamento foi zero, obtendo resultados mecânicos tão altos quanto os que foram obtidos

utilizando forjamento. Ele afirma que quando o torque atinge valor máximo, pode-se considerar que a adesão entre os dois materiais que estão sendo soldados foi concluída.

O processo de fricção entre as duas peças que estão sendo unidas ocorre da extremidade para o centro do eixo, na medida em que o tempo de atrito é aumentado. A Figura 2.8 apresenta áreas que foram atritadas rotativamente, entre si, em função do tempo. Observa-se que com 0,04s somente as extremidades foram friccionadas. À medida que o tempo aumenta, aumenta-se a área friccionada e esse aumento ocorre da extremidade para o centro.

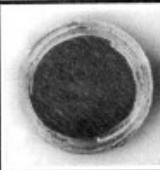
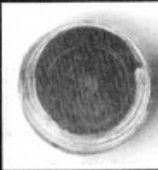
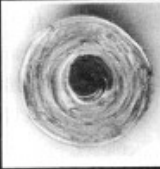
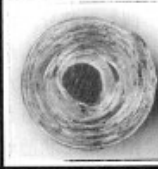
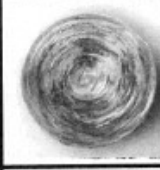
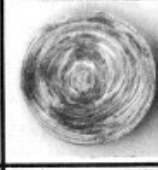
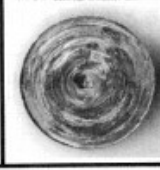
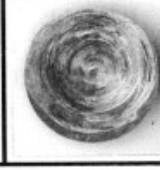
Tempo Fricção	Lado Rotação	Lado Fixo
0.04s		
0.11s		
0.3s		
0.5s		

Figura 2.8: Influência do tempo de soldagem na aparência das interfaces soldadas conforme o tempo
FONTE: Kimura (2003) Adaptado.

Ambroziak (2003) demonstrou a importância do tempo de fricção na formação de compostos intermetálicos, na soldagem de alumínio (com mais de 2% de Mg) com aço austenítico e que essa formação depende principalmente do fator tempo.

Com o tempo de soldagem longo, em uma linha de produção, ocorrerá diminuição do número de peças produzidas. Outro aspecto é o aumento do consumo de material, haja visto ocorrerá aumento da formação borda, sendo necessário portanto utilizar comprimentos maiores para compensar a formação maior de bordas.

Quanto ao tempo de forjamento deve ser o menor possível, de acordo com Khan (2011), mas o suficiente para melhorar a interação entre os materiais que estão sendo unidos.

Existem outras variáveis que influenciam no processo. São variáveis que não dependem da máquina e sim de outros fatores, entre os quais pode-se citar os materiais, a geometria e o diâmetro das peças.

Os materiais possuem propriedades intrínsecas que, quando submetidos à fricção e força por determinado tempo para realização da solda, apresentam comportamentos diferentes. Esses materiais devem possuir determinadas características que garantam a efetivação da junção.

A maioria dos materiais de engenharia podem ser soldados por fricção, desde que sejam feitas adaptações dos parâmetros da soldagem adequadamente.

Quando se possui materiais similares é mais fácil de ajustar os parâmetros haja visto que as propriedades dos materiais são as mesmas, como composição química, propriedades mecânicas, coeficiente de atrito e estrutura. O desafio é maior quando se tem materiais dissimilares, nesse caso, o ajuste dos parâmetros em função das diferenças de comportamento térmico e características de forjabilidade devem ser ajustados e, para tanto, há a necessidade de número maior de experimentos.

Segundo Alves (2016) as forças de fricção entre duas superfícies estão relacionadas com a área real de contato na interface de ligação e são divididas entre a superfície e as propriedades volumétricas dos materiais que incluem a tensão de escoamento, dureza, módulo de Young, módulo de cisalhamento, resistência à fratura e propriedades térmicas. As propriedades de superfície são a reatividade química, energia superficial ou energia necessária para criar uma superfície isenta de camadas de óxidos.

Ambroziak (2003) afirma que, durante a soldagem por fricção, a composição química influencia de maneira significativa no processo. Como por exemplo, nas pesquisas realizadas pelo autor, os materiais soldados aço austenítico e ligas de alumínio (com mais 2% de Magnésio). A presença do Magnésio nas ligas de alumínio favoreceram o processo de difusão e formação de compostos intermetálicos. A variável geometria de contato entre as duas superfícies, também tema da pesquisa em questão, é importante e apontada por alguns autores como variável que interfere na obtenção de soldas de qualidade.

Alves (2016) realizou, em sua pesquisa, soldas de materiais dissimilares Alumínio ASTM A 6351 T6 e aço inoxidável AISI 304L, utilizou geometria plana e cônica e constatou que houve influência da geometria uma vez que a geometria cônica possibilitou melhor remoção dos óxidos, impurezas e outros contaminantes na superfícies, resultado da deformação plástica e da elevação da temperatura na região central da interface da solda, proporcionando melhor escoamento dinâmico do material, em consequência proporcionou uma melhor adesão física e química e maior difusão atômica.

Ambroziak (2003) realizou experimentos de soldagem por fricção das ligas alumínio Magnésio AlMg3 e aço Austenítico X10CrNiTi189 e foi observada a formação de compostos intermetálicos que prejudicaram a resistência da solda, avaliadas em ensaios de tração e dobramento. Várias tentativas foram realizadas alterando-se as geometrias dos pinos, foi constatado que a geometria dos pinos influenciou na formação de compostos intermetálicos e nos resultados de resistência mecânica das juntas soldadas.

Narayanan *et al* (2013) também realizou pesquisa com soldagem por fricção de liga de alumínio ASTM AA 6061, com utilização de ponta cônica, plana e convexa. Os resultados de resistência à ruptura apontaram que a utilização de uma face de contato plana e outra cônica resultaram em um aumento da resistência em 25% em relação à utilização de duas pontas planas.

Pinheiro e Bracarense (2019) realizaram pesquisa com soldagem por fricção, de topo, de alumínio 6351T6 e Aço SAE 1020 e utilizaram pinos planos para aço e pinos de alumínio com geometria cônica, abaulada e plana. Foram obtidos resultados superiores em 7% na resistência à ruptura, quando foram utilizados pinos cônicos de alumínio.

Khan (2011) também realizou experimentos com soldagem por fricção de materiais dissimilares Alumínio 6061 e aço inoxidável AISI 304, também foram soldados pinos de alumínio puro e cobre, alumínio 6061 e cobre, todos com geometria plana e cônica. A geometria cônica obteve melhor resultado em todos os materiais dissimilares soldados, com maior resistência mecânica e apresentando mais uniformidade ao longo da linha de ligação.

2.2 Formação de Compostos Intermetálicos na Soldagem por Fricção Rotativa

Na soldagem por fricção de materiais dissimilares, vários estudos apontam os desafios de realizar o processo. Segundo Ambroziak et al (2014), na soldagem de ligas de alumínio com aço, os autores apresentaram que deve-se utilizar menor tempo possível de soldagem e maior pressão de forjamento, entretanto afirma que vários testes são necessários para obter os parâmetros ideais que conduzem a melhores resultados de resistência mecânica.

Yilbas e Sahin (2014) e Fukumoto *et al* (2000) realizaram soldas por fricção das ligas de alumínio e cobre e alumínio e aço e afirmaram que, ao soldar esses metais, surgem problemas não apenas relacionados às diferentes durezas e pontos de fusão, mas também da possibilidade de geração de fases intermetálicas frágeis ou elementos com baixas temperaturas de fusão. Especificamente na soldagem de alumínio e aço, os autores relataram que o maior problema foi a formação de compostos intermetálicos, bem como a distribuição dos mesmos. Afirmaram também que os compostos intermetálicos possuem uma estrutura cristalina mais complexa que seus elementos constituintes, o que pode resultar em aumento de dureza e diminuição da ductilidade.

Segundo Larikov (1994) e Liu *et al* (2014), quando ocorre uma combinação de metais diferentes, normalmente envolve a formação de compostos intermetálicos na interface. O autor sugere que essa formação ocorre em dois estágios. Inicialmente, a solução sólida supersaturada é formada devido à migração de átomos por meio da interface. Quando a composição da solução sólida supersaturada atinge um nível suficiente, ela se transforma em um composto intermetálico. O tempo antes de o composto intermetálico aparecer na interface é chamado de tempo de incubação, durante o qual, a solução sólida supersaturada é enriquecida por átomos difusos. No processo de soldagem por fricção, essa afirmação confirma que o fator tempo de soldagem é de fundamental importância e deve ser devidamente estudado para que os compostos intermetálicos possam aparecer minimamente.

Essa solução sólida supersaturada, que precede a formação de compostos intermetálicos foi estudada por Kimura *et al* (2016), no processo de soldagem por atrito convencional de tubos dos materiais Alumínio ASTM A6063 e aço Inoxidável SUS304, que mostra a diferença existente quando, na camada interfacial, ocorre a presença de compostos intermetálicos.

As Figuras 2.9 A e B apresentam a diferença, quando ocorre a presença de compostos intermetálicos ou quando é formada somente a solução supersaturada. Observa-se que as linhas de distribuição, correspondentes ao Fe, Al, Cr e Si, pelas análises por EDS, que a amostra que utilizou 0,4s de tempo de soldagem, não há a presença de compostos intermetálicos, identificado pela ausência de degraus nas respectivas linhas indicadas pelo EDS, apresentada na Figura 2.9 A.

A Figura 2.9 B apresenta as respectivas linhas com os percentuais de composição química na interface da solda, e observa-se a geração de degraus nas linhas de distribuição correspondentes aos elementos químicos citados anteriormente, indicando a formação de compostos intermetálicos. Nesse caso, foi provocada pelo maior tempo de soldagem, 1,6s, geração de maior quantidade de calor e suficiente para transformar parte da solução supersaturada em compostos intermetálicos.

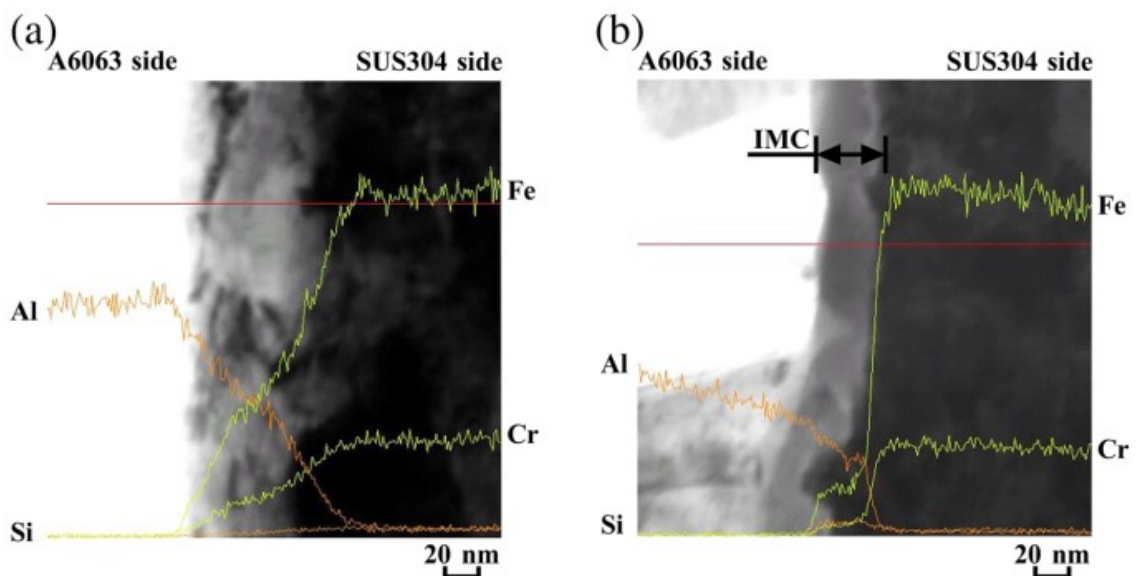


Figura 2.9: Imagem por Transmissão e EDS da amostra a) tempo de soldagem de 0,4s e b) 1,6s

FONTE: Kimura *et al* (2016)

Rathod e Kutsuna (2004) realizaram pesquisas com soldagem por difusão entre alumínio ASTM A 52 e aço baixo carbono e afirmam que a energia necessária para a formação dos compostos intermetálicos é dada pela equação abaixo:

$$E_{At} = E_{Sol} + E_{Ef} \quad \text{Equação 2.1}$$

Onde:

E_{At} - A energia total de ativação para a formação do composto intermetálico;

E_{Ef} - Energia de ativação efetiva para a transformação subsequente de solução sólida supersaturada em composto intermetálico;

E_{Sol} - ativação para a formação de solução sólida supersaturada durante o tempo de incubação.

A equação mostra que a energia de ativação sempre será maior que a ativação para a formação de solução sólida supersaturada. Quando há uma grande diferença nas taxas de difusão (como no caso do Fe-Al).

Chen e Kovacevic (2004) afirmam que no sistema Al-Fe, o enriquecimento é favorecido no lado do alumínio, uma vez que a difusividade do ferro no alumínio é maior do que no caso oposto.

Nesse trabalho, que realizou soldagem por FSW, de Aço AISI 1018 e alumínio 6061, os autores conseguiram estabelecer como condições de difusão limitada, baixo tempo e temperatura, partículas de compostos intermetálicos isoladas são formadas no lado do alumínio.

Com o aumento do tempo ou da temperatura, as partículas isoladas se transformam em uma camada contínua de compostos intermetálicos $FeAl_3$ no lado do alumínio e Fe_2Al_5 , no lado do aço. Entretanto os autores não definiram quais compostos começaram primeiro.

Essa dúvida foi esclarecida por Karfoul *et al* (2007), que realizou soldagem por difusão de aço ASTM A 36 e camadas intermediárias de folhas de alumínio, propõem que a transformação começa com a formação da fase $FeAl_3$ de uma região de alumínio enriquecida com Ferro. A partir daí, o mecanismo de formação de camadas intermetálicas ocorre na sequência:

- 1) Enriquecimento e saturação de alumínio com ferro;
- 2) Formação de partículas isoladas de $FeAl_3$ no lado do alumínio;
- 3) Coalescência das partículas formando uma camada fina e $FeAl_3$ uniforme na interface;
- 4) Nucleação de Fe_2Al_5 a partir do $FeAl_3$;

- 5) Aumento da espessura das camadas de FeAl_3 e Fe_2Al_5 em direção ao alumínio e ao aço;
- 6) Crescimento das camadas Fe_2Al_5 em detrimento do composto FeAl_3 .

Os autores também afirmam que a ausência de IMC é possível pela realização de juntas soldadas com parâmetros que levaram à geração de baixo aporte de calor durante a soldagem, como tempo de soldagem pequeno e pressões de forjamento menores.

A Figura 2.14 apresenta o diagrama de fase Fe-Al (ASM,1992) na qual é possível verificar que existem seis tipos de compostos intermetálicos estáveis.

Alguns estudos apontam que provavelmente o FeAl_3 e Fe_2Al_5 são formados no intervalo de temperatura entre 700°C e 900°C . Entretanto intermetálicos que possuem baixos teores de alumínio, como Fe_3Al e FeAl são formados acima de 1000°C e o Fe_3Al ocorre a 552°C . Porém na soldagem por fricção, onde as temperaturas obtidas são inferiores, os compostos formados dependem não somente da temperatura, mas também dos efeitos da pressão (BOZZI *et al*, 2010).

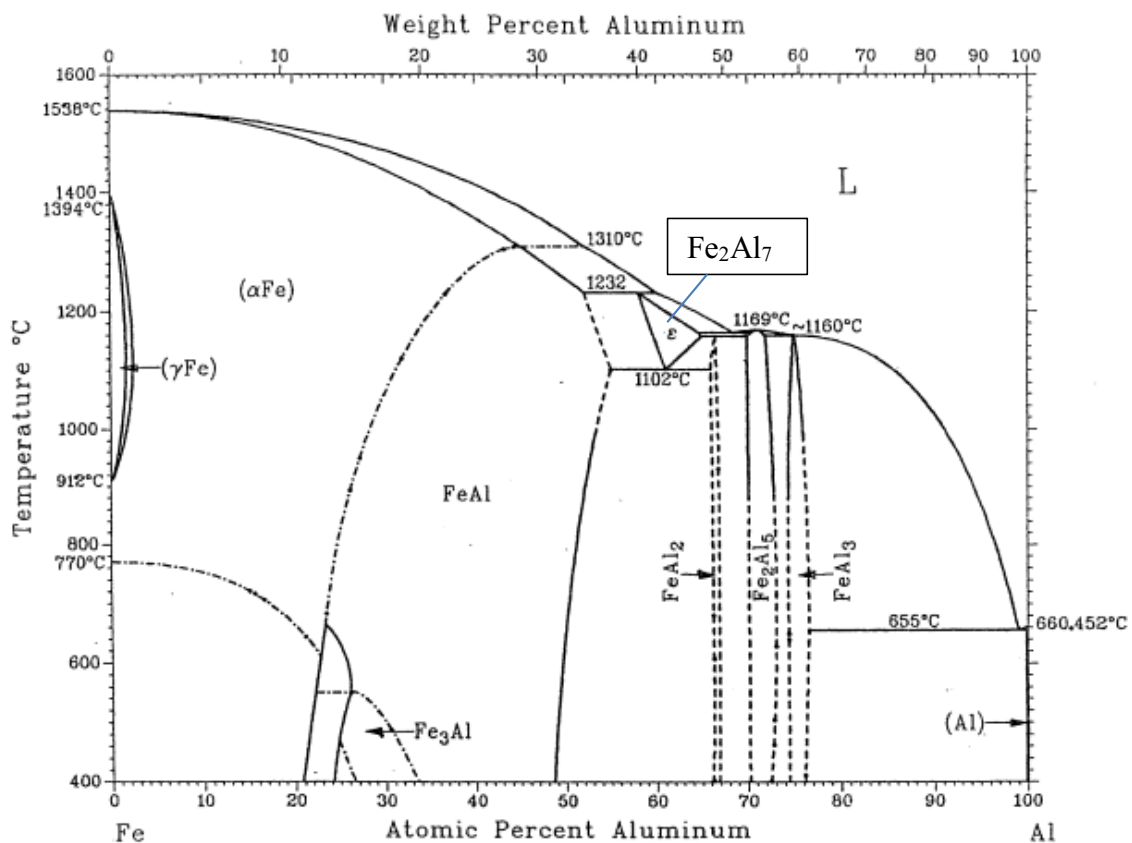


Figura 2.10: Diagrama de Fases Fe-Al. FONTE: ASM (1992)

Os compostos intermetálicos formados excessivamente na soldagem de materiais dissimilares constituem em grande desafio no processo e como o principal defeito. Esses compostos são formados devido às diferenças de propriedades e características dos materiais que estão sendo soldados.

Segundo Ambroziak (2003) e Maldonado-Zepeda (2001), é necessário otimizar os parâmetros do processo para minimizar a formação de espessura de camada de compostos intermetálicos, pois esses compostos interferem na consolidação da interface da solda, afetando as propriedades mecânicas.

A Figura 2.15 apresenta a influência da espessura da camada de compostos intermetálicos no limite de resistência à tração da junta soldada e os tipos de compostos formados YAMAMOTO (2005). Como pode ser observado, com aumento da camada de compostos, ocorre diminuição da resistência à tração.

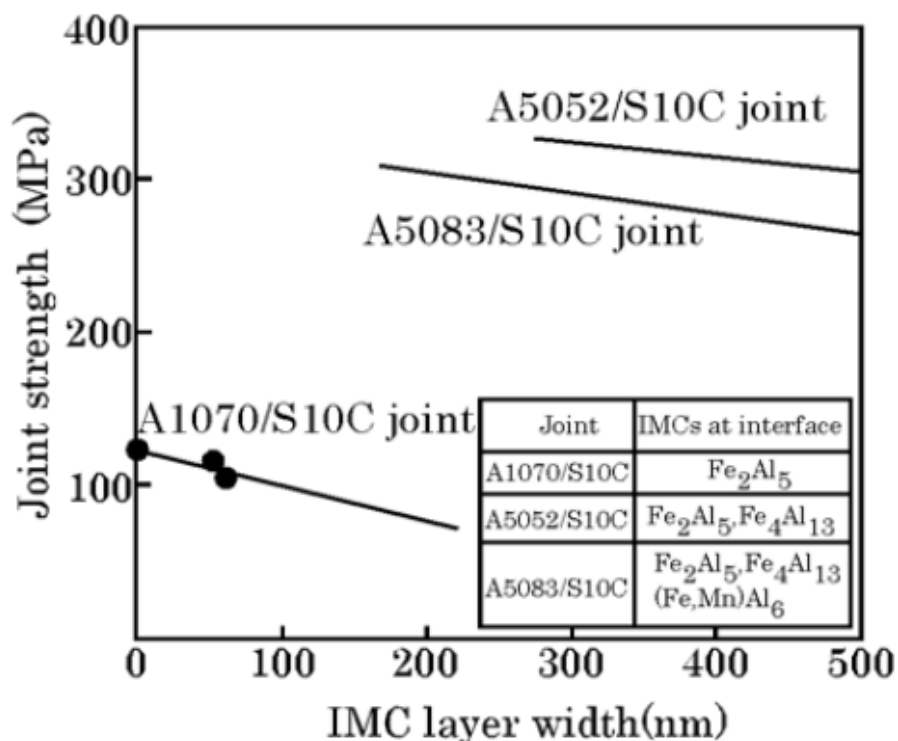


Figura 2.11: Influência da espessura da camada de compostos intermetálicos na resistência à tração de junta soldada e os tipos de compostos
 Fonte: Yamamoto (2005)

As estruturas de interface entre materiais dissimilares são fortemente afetadas, principalmente pelos parâmetros tempo, que favorece a difusão através da interface da solda; formação da

camada de saturação e, conseqüentemente, os compostos intermetálicos. Condições adequadas de soldagem irão minimizar a difusão indesejada ou a formação desses compostos (YAMAMOTO, 2005).

Braunovic e Aleksandrow (1994) e Lee *et al* (2003) afirmaram que não somente as propriedades mecânicas foram afetadas, como também as propriedades elétricas, em estudos com soldagem por fricção de liga de Alumínio e Cobre.

Yamamoto *et al* (2007) afirmam que diferentemente do observado no processo de soldagem por difusão, no caso específico da soldagem por fricção, as partículas de compostos são distribuídas de forma aleatória, dentro da camada intermetálica, conforme apresentado na Figura 2.16.

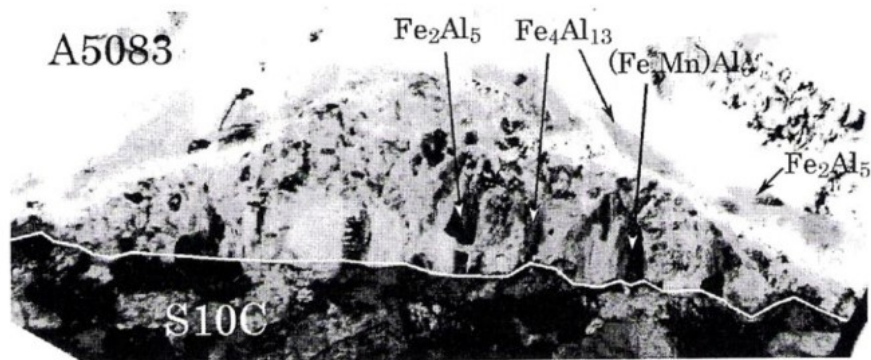


Figura 2.12: Distribuição dos compostos intermetálicos na junta Alumínio-Aço
Fonte: Yamamoto (2007)

Yilbas (2014) realizou soldas por fricção das ligas de Alumínio e Cobre e Alumínio e Aço e relatou que, ao soldar esses metais, surgem problemas não apenas relacionados às diferentes durezas e pontos de fusão dos materiais, mas também à possibilidade de interação produzindo fases intermetálicas frágeis ou elementos com baixo ponto de fusão. Especificamente na soldagem por fricção de alumínio e aço, o autor considera que a formação de compostos intermetálicos é o maior problema.

O autor afirma também que o óxido de alumínio apresenta uma barreira à formação das ligações de soldagem e, conseqüentemente, os tempos e as temperaturas são propícios à formação e crescimento de compostos intermetálicos.

Jessop *et al* (1978) mostraram que na soldagem de alumínio e aço austenítico, os compostos intermetálicos foram formados mais próximos às periferias dos eixos e possuíam uma espessura de 3.0µm, distribuídos de forma irregular.

Ogawa (1998) afirma que, na soldagem por fricção de alumínio e aço, a formação de compostos intermetálicos é comum e interfere negativamente, prejudicando a difusão entre alumínio e aço, interferindo nas propriedades mecânicas. O principal composto intermetálico formado foi o FeAl₃.

Nas pesquisas realizadas por Guo *et al* (2017), na soldagem por fricção de Alumínio com liga de magnésio, os autores concluíram sobre a importância de estudar os compostos intermetálicos, haja vista que a presença desses compostos reduz a resistência mecânica da junta soldada. Concluíram também que os compostos intermetálicos estão fortemente ligados à iniciação e propagação de trincas. Em seu estudo, trincas foram iniciadas próximas à fase Al₁₂Mg₁₇.

Fuji *et al* (1992) também apontaram que a melhoria das propriedades mecânicas é possível quando a espessura de compostos intermetálicos formados for inferior a um valor crítico, na soldagem de materiais dissimilares titânio e aço inoxidável.

Rombault (2011) mostrou também, em suas pesquisas com soldagem por fricção de alumínio e aço e também aço e alumina (cerâmico), que todas as amostras foram submetidas a variações de parâmetros de tempo de soldagem, força e pressão de soldagem. Observou-se a presença maior de compostos intermetálicos com aumento do tempo de soldagem. Afirmou também que os mesmos não se encontram na região central da solda, devido ao deslocamento dos compostos intermetálicos para a periferia da junta, estando concentrados na região a, aproximadamente, 2/3 do raio.

O autor também sugere que os compostos intermetálicos formados foram constituídos sob forte influência de fatores não somente relacionados com a difusão Fe-Al, mas também com o movimento mecânico, mais especificamente a mistura mecânica do alumínio no aço, e acrescenta que a formação do IMC é fortemente afetada por aspectos como a deformação plástica do material próximo à zona de contato e também aspectos relacionados com o aquecimento e resfriamento das juntas, favorecendo ou não a formação dos compostos intermetálicos.

Maldona-Zepeda (2001) afirma também que a difusão é o principal mecanismo de união na soldagem por fricção entre alumínio ASTM A6351 T6 e aço inoxidável 304. Mas afirma também que existem outros mecanismos, que necessitam de mais estudos, como a mistura mecânica.

O fenômeno da mistura mecânica ocorre devido à rotação relativa entre as superfícies de contato dos dois materiais pressionados durante o processo e pode apresentado na Figura 2.17, conforme Jenney (2001).

Kimura *et al* (2003) afirmaram também que as ligações por soldagem por fricção ocorrem como resultado da mistura mecânica e difusão. Os autores utilizam o termo entrelaçamento entre os materiais para definir a mistura mecânica entre os materiais e que este entrelaçamento necessita de maiores estudos. Contudo afirmam que o calor gerado entre as duas superfícies é o fator mais importante para proporcionar a plasticidade dos materiais e a conseqüente mistura.

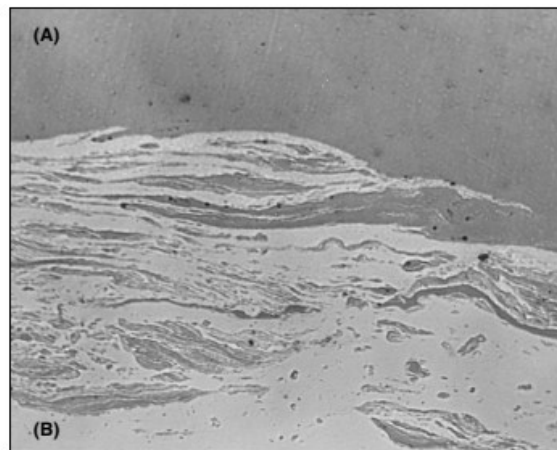


Figura 2.13: Micrografia da interface de ligação de junta soldada por fricção entre Tantalum e Aço Inoxidável. Aumento 200x.
Fonte: Jenney (2001)

Diversos trabalhos citam a tentativa de diminuição de compostos intermetálicos, sendo que o processo de soldagem por fricção rotativa, com fricção com aquecimento por fricção intermediária, obteve resultados satisfatórios por Tsujino *et al* (2016).

Tsujino *et al* (2016) argumentam haver dificuldade na realização de solda por fricção de determinados materiais dissimilares por causa da formação excessiva de compostos intermetálicos e formação de fragmentos de um ou outro material que está sendo soldado. Para isso, os pesquisadores desenvolveram esta nova técnica que consiste no aquecimento de ambos

os lados das superfícies a serem soldadas por meio do controle de um material intermediário que realiza o atrito das duas superfícies a serem soldadas, conforme apresentada na Figura 2.16, Durante o processo de fricção, a superfície intermediária realiza movimentos orbitais entre as superfícies de contato. Após o aquecimento, e conseqüente plastificação e amaciamento, a superfície intermediária é rapidamente retirada e então é aplicada a pressão entre as duas superfícies a serem soldadas.

O controle da quantidade de calor gerada de cada superfície pode ser feito de duas formas. Uma pelo coeficiente de fricção diferente de cada lado da peça intermediária e também pela pressão de fricção.

Foram feitas soldas entre uma liga de cobre e alumínio obtendo resultados significativos, sem a presença de compostos intermetálicos e partículas que comprometem a resistência mecânica. Outro fato importante também na pesquisa é que não foi constatada a presença de óxidos (Tsujino *et al*, 2016).

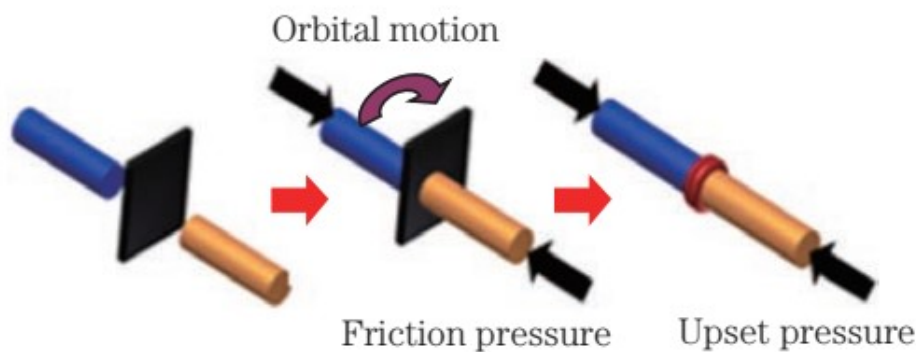


Figura 2.14: Desenho esquemático do processo de fricção

FONTE: Tsujino *et al* (2016)

2.3. Aspectos térmicos da soldagem por fricção

O calor gerado a partir do movimento relativo entre as duas superfícies tem uma função primordial no processo de soldagem por fricção, com a existência do atrito e a partir do contato entre as superfícies, o calor é gerado.

Esse calor gerado e seu escoamento resultam na distribuição de temperatura ao redor da interface de soldagem, ocasionando, assim, efeitos na microestrutura dos materiais e na qualidade da solda.

A distribuição do calor não é uniforme, haja vista que a velocidade de rotação é maior na periferia e mínima no centro. O calor gerado também é influenciado por outros fatores como pressão de atrito. Outro fator que interfere é que a superfície externa troca calor com o ar, ou seja, peças de diâmetro menor dissipam mais facilmente o calor.

A temperatura máxima é atingida a cerca de 2/3 do raio. Devido a essa distribuição desigual da temperatura, a ZTA torna-se mais espessa do centro para a periferia. Essa diferença de temperatura aumenta também em função da condutividade térmica e aumento do diâmetro da peça (SAHIN *et al*, 2007).

Yilbas and Sahin(2014) afirmam que quando dois objetos sólidos com superfície plana juntamente com uma força F se deslizando um contra o outro em uma velocidade V , essa energia mecânica consumida pela força de atrito $Fa=\mu.F$, sendo μ o coeficiente de atrito, é convertida em energia térmica conforme Equação 2.2.

$$Q = Fa.V \text{ [W]} \quad \text{Equação 2.2}$$

Considerando-se que o contato ocorre em uma área A , então a distribuição da energia térmica ocorre pela Equação 2.3:

$$q = \frac{Q}{A} = \frac{\mu FV}{A} \text{ [W/m}^2\text{]} \quad \text{Equação 2.3}$$

Inicialmente é possível verificar a importância desses fatores apresentados pelas Equações 2.2 e 2.3, que mostram a importância do coeficiente de atrito na soldagem, entretanto. Li *et al* (2012) relatam que ao longo do processo de fricção, o coeficiente de atrito varia, pois os materiais soldados podem alterar propriedades de estado elástico para viscoplástico. Essas alterações resultam em mudança significativa do coeficiente de atrito durante o processo, alterando também a geração de calor.

Os autores afirmam que os valores de coeficientes de atrito podem ser melhor considerados somente na fase inicial da soldagem. Esses coeficientes têm como origem o coeficiente de adesão, que está relacionado com a dureza do material, da área de contato e das forças de compressão. Isso se torna mais imprevisível quando se solda materiais dissimilares, onde as particularidades dos materiais influenciam no processo.

Li *et al* (2012) realizaram soldagem por fricção de materiais dissimilares Mg-Ti e demonstraram a variação do coeficiente de fricção ao longo da solda, conforme Figura 2.15. Percebeu-se que, nas etapas do processo de soldagem, houve variação considerável desse coeficiente.

Os autores também afirmam que a difusão, no processo de soldagem por fricção, é resultado não só da temperatura, mas da combinação de temperatura e deformação severa. Eles concluíram que as temperaturas de soldagem por difusão e soldagem por fricção são similares, então pode-se inferir que a melhoria do processo de difusão, que ocorre na soldagem por fricção, é causada por tensão e deformação severa.

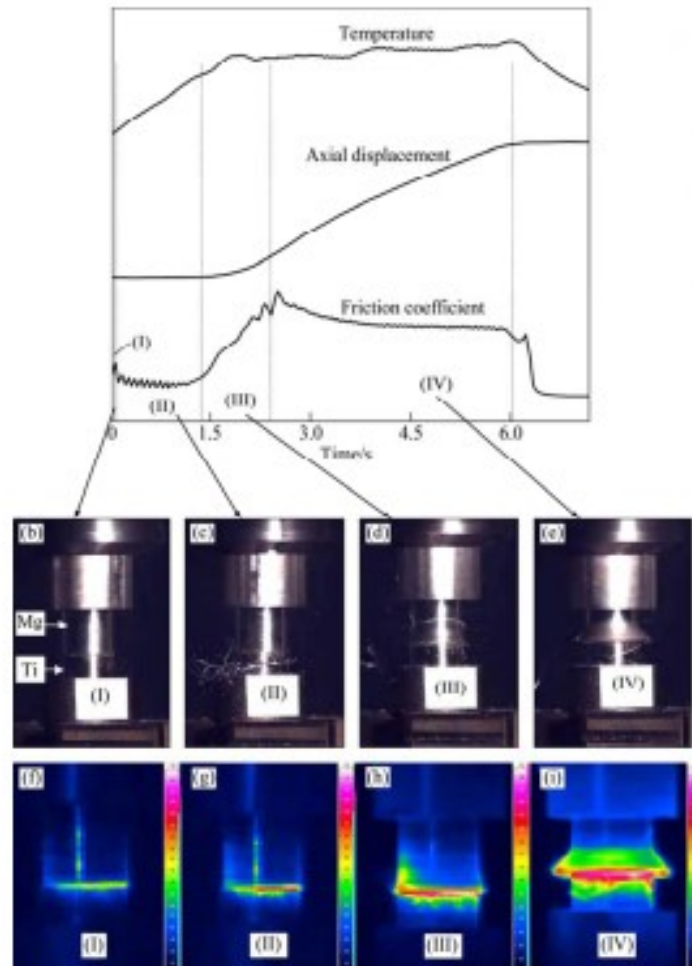


Figura 2.15:Variação dos valores de temperatura, deslocamento Axial e variação do coeficiente de atrito nas etapas do processo de solda por fricção.
 FONTE: Li Rui-di *et al* (2012)

2.4 Técnicas de Preaquecimento nos processos de Soldagem por Atrito

As técnicas de preaquecimento são usualmente utilizadas nos processos de soldagem, e a temperatura de preaquecimento pode ser definida como a temperatura inicial a qual o material a ser soldado é submetido antes da operação de soldagem.

Nos processos de soldagem por atrito, o preaquecimento pode ser utilizado na redução de tempos de fricção, entretanto essa redução de tempo reduz a intensidade de contato entre os materiais e conseqüente diminuição de calor gerado pelo atrito, podendo reduzir o fenômeno da mistura mecânica. (POONGKUNDRAN e SENTHILKUMAR2, 2016).

Especificamente, segundo Cota (2020), os processos de preaquecimento utilizados na soldagem no estado sólido visam reduzir tempo de soldagem, diminuir força utilizada, viabilizar a soldagem de materiais dissimilares, quando um dos materiais a ser soldado a temperatura de fusão é maior.

O autor realizou soldagem por fricção FSW, assistida com plasma dos materiais Alumínio 5052 e aço SAE 1020, tendo obtido aumento da resistência à tração quando ocorreu aumento da temperatura de preaquecimento.

Givi e Safi (2016) também realizaram soldagem por FSW e denominaram o processo como WFSW (*Warm Friction Stir Welding*), pois, para soldar, fizeram o preaquecimento das peças de cobre puro e alumínio ASTM7075, em um forno de resistência elétrica.

Yilmas (2002) realizou pesquisas com soldagem por atrito rotativo entre puro alumínio e aço inoxidável AISI 304 e utilizou uma camada interfacial de aço carbono com 0,10% de carbono, que foi preaquecida até 1000°C de temperatura. Entretanto o autor não descreve o método utilizado para o preaquecimento.

Observou-se que as técnicas de preaquecimento foram pouco estudadas no processo de fricção rotativa e a seguir a técnica mais utilizada nos processos de soldagem no estado sólido que é a indução eletromagnética, aplicada nesta pesquisa.

2.5 Aquecimento por Indução Eletromagnética

Materiais condutores de eletricidade podem ser aquecidos por indução eletromagnética quando a mesma é colocada no interior de uma bobina condutora, com aplicação de tensão alternada, resultando em corrente alternada no circuito da bobina, produzindo em seu interior um campo magnético variável com o tempo, conforme apresenta a Figura 2.16. Conseqüentemente, são induzidas correntes parasitas ou de Foucault nas peças que são colocadas no interior na bobina, que por sua vez produzem um campo magnético induzido que se opõe à variação do fluxo magnético. As correntes parasitas produzem calor por efeito Joule (HAYT, 2003).

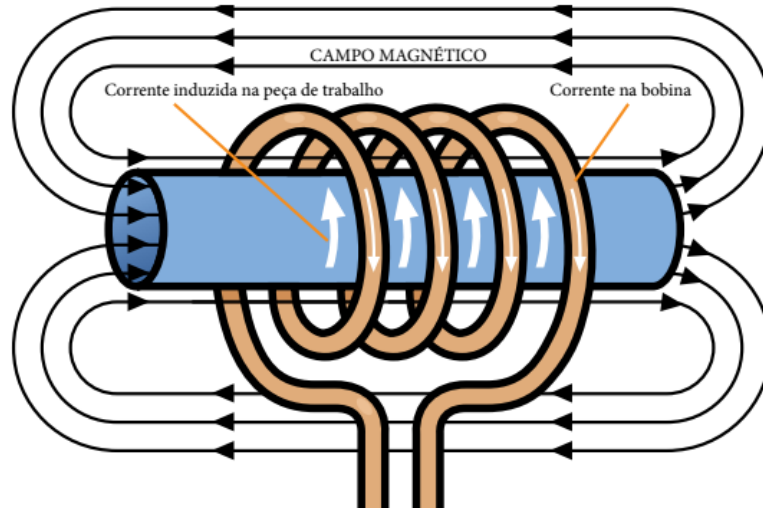


Figura 2.16: Desenho esquemático do aquecimento por indução eletromagnética.

FONTE: Ambrel Precision Induction Heating (2020)

Entretanto um dos problemas do aquecimento por indução eletromagnética é que a distribuição da corrente gerada, por indução, não é uniforme, e tende a ter o máximo de corrente localizado na superfície da peça que está sendo aquecida e diminuindo da superfície para seu interior. Esse fenômeno é chamado de Efeito superficial ou Pelicular.

Esse efeito pelicular depende da frequência da corrente alternada e de propriedades do material aquecido, ou seja, da resistividade elétrica e permeabilidade magnética, dada pela Equação 2.4:

$$d = (\rho / (\pi \cdot \mu_0 \cdot \mu \cdot f))^{1/2} \quad \text{Equação 2.4}$$

d = profundidade de penetração.

ρ = resistividade da peça.

μ_0 = permeabilidade magnética no vácuo.

μ = permeabilidade magnética da peça.

f = frequência do campo magnético alternado da bobina.

Observa-se pela equação que, quanto maior a frequência e permeabilidade magnética, maior será o efeito pelicular.

Chaves e Chagas (2017) em artigo sobre o efeito e características do efeito pelicular, apresentam a influência da frequência e dos materiais submetidos à indução eletromagnética na formação do efeito. A Figura 2.20 apresenta exemplos dessa influência, simulado por Elementos Finitos, tendo como referência um raio de 1mm e corrente de 1 A.

Observa-se na Figura 2.20, que o calor, gerado pela indução, representado na cor vermelha, fica mais na superfície quando é maior na frequência é de 100 kHz e possui maior penetração quando a frequência é de 60 Hz, tanto para o Alumínio, quanto para o cobre.

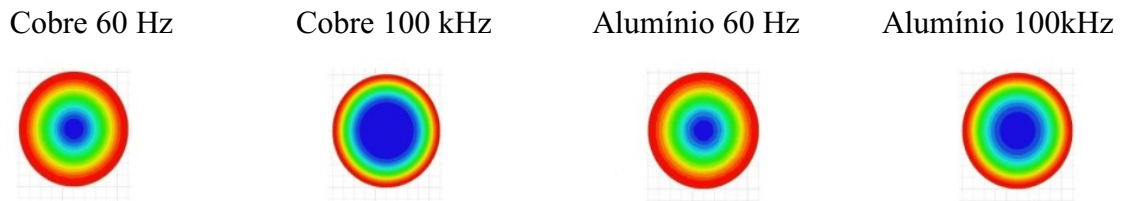


Figura 2.17: Simulação do Efeito Pelicular.
FONTE: Chaves e Chagas (2017) Adaptado

2.6 Pesquisa e Planejamento de Experimentos

A atividade de pesquisa, segundo Cervo *et al* (2010), é um conjunto de atividades voltadas para a investigação de problemas, curiosidade científica, explicação de fenômenos, busca do saber, por meio de observação, estudo e reflexão. Essa busca do conhecimento se faz utilizando-se de técnicas e métodos adequados que visam otimizar tempo e recursos, sem perder a capacidade de observação, análise, curiosidade e síntese.

O planejamento de experimentos constitui uma ferramenta para organizar e otimizar os experimentos e a busca do saber. Vale ressaltar sua importância, mas não substitui a observação dos fenômenos, a intuição, a dedução e a inferência.

O Projeto e Análise de Experimentos é uma técnica que possibilita estudar um produto ou processo e seus fatores associados para identificar quais os fatores que mais influenciam em seu comportamento e como utilizá-los a seu favor, podendo gerar também modelos matemáticos relativos aos fenômenos estudados.

Experimentos são feitos em todas disciplinas científicas e de engenharia e são uma importante parte de maneira de aprender sobre como sistemas e processos funcionam. A validade das conclusões que são tiradas de um experimento depende, em grande extensão de como o experimento foi conduzido. Conseqüentemente, o planejamento do experimento desenvolve o papel principal na função do problema que inicialmente motivou o experimento. (MONTGOMERY, 2012, p.364)

Um experimento pode ser definido como um teste ou uma série de testes nos quais são feitas mudanças nas variáveis de entrada de um processo ou sistema de forma que possam ser observadas e identificadas as razões para mudanças na resposta de saída. (CALEGARE, 2001)

Para iniciar a experimentação, é necessário definir os fatores e seus níveis de controle, que são alterados intencionalmente durante o experimento. O objetivo é estimular e avaliar os efeitos produzidos nas variáveis de resposta e, com isso poder determinar os principais elementos que influenciam no processo. Os fatores controláveis são aqueles que permitem ação direta e precisa da pessoa que executa o processo. Já os não controláveis são aqueles que se fazem necessários ao processo, mas que não podem ser ajustados. Esses fatores podem ser divididos em elementos de controle quantitativos e qualitativos.

Quando vários fatores são de interesse em um experimento, um experimento fatorial deve ser usado, o qual são variados conjuntamente nesses experimentos. O efeito de um fator é definido como a variação na resposta produzida pela mudança no nível do fator, sendo chamado de um efeito principal porque se refere a fatores primários no estudo. Em alguns experimentos, a diferença na resposta entre os níveis de um fator não é a mesma em todos os níveis dos outros fatores, quando isso ocorre, há uma interação entre os fatores. Experimentos fatoriais são a única forma de descobrir interações entre as variáveis. (MONTGOMERY, 2012)

O planejamento de um fatorial completo pressupõe que todas as combinações possíveis entre os níveis dos fatores aparecem pelo menos duas vezes no experimento. Tal experimento permite avaliar a significância de cada um dos efeitos principais bem como o efeito das interações entre os fatores na variável resposta (COX, 1992).

A significância de cada um dos efeitos pode ser calculada pela diferença entre as médias das respostas em cada nível de fator, conforme Equação 2.5. Podendo ser calculado qual efeito principal, de forma isolada e também para interação entre fatores.

$$\mathbf{Efeito} = \frac{\sum Y_+}{n_+} - \frac{\sum Y_-}{n_-} \qquad \text{Equação 2.1}$$

Y=Valor da resposta nos níveis superiores (+) e inferiores (-)

N=quantidade de pontos coletados em cada nível

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia deste estudo foi dividida em etapas conforme a relação abaixo:

- Planejamento dos Experimentos;
- Preparação dos materiais utilizados;
- Desenvolvimento da Máquina de soldagem;
- Adaptação de sistema de preaquecimento por indução;
- Ensaio dos materiais;
- Análise Metalográfica da junta soldada;
- Medição de espessura da camada intermetálica.

3.1 Planejamento dos Procedimentos Experimentais

Os experimentos foram planejados, utilizando-se o Projeto e Análise de Experimentos, por meio da técnica de Planejamento Fatorial Completo.

Testes preliminares foram feitos a fim de estabelecer os parâmetros operacionais específicos para a realização da pesquisa, apresentados no Apêndice 2. Nestes testes foram observadas as aparências das bordas formadas, e foram feitos ensaios de resistência à ruptura.

Os parâmetros fixos definidos para o processo de soldagem por atrito foram a rotação (1750 RPM) e tempo de forjamento(6s).

Quanto às temperaturas, ficou definido que a temperatura de preaquecimento do aço foi de 300°C. A definição ocorreu após testes com temperaturas de 250°C, 300°C e 350°C, para tempos de atrito de 4s e 7s que constataram que com 7s de tempo de atrito, e temperatura de 350°C, as amostras romperam manualmente. Adotou-se, portanto, 300°C de preaquecimento, máxima temperatura em que as amostras soldadas não se romperam manualmente.

Os parâmetros que variaram foram a pressão de soldagem, o tempo de soldagem, a temperatura e a geometria de contato inicial, conforme apresentado na Tabela 3.1. Para cada fator, foi definido dois níveis.

Tabela 3.1 Parâmetros e níveis utilizados nos experimentos

Níveis \ Fatores	Pressão de Soldagem (MPa)	Tempo de Soldagem (s)	Temperatura (°C)	Geometria de Contato Inicial
Nível I	21,3	4,0	25,0	Plana
Nível II	37,0	7,0	300,0	Cônica 60°

O projeto desenvolvido possui, portanto, 4 fatores e 2 níveis. A Tabela 3.2 apresenta a matriz experimental, sendo que o nível inferior é indicado pelo sinal (-) e o nível superior é indicado com sinal (+).

Tabela 3.2: Matriz Experimental

Junta soldada	Fatores			
	A	B	C	D
1	-	-	-	-
2	-	-	-	+
3	-	-	+	-
4	-	-	+	+
5	-	+	-	-
6	-	+	-	+
7	-	+	+	+
8	-	+	+	-
9	+	-	-	+
10	+	-	-	-
11	+	-	+	+
12	+	-	+	-
13	+	+	-	+
14	+	+	-	-
15	+	+	+	+
16	+	+	+	-

Foram feitas duas réplicas, dessa forma é necessária a geração de uma matriz de experimentos para as 32 combinações (Experimentos = N^K x Réplica).

A Tabela 3.3 apresenta a matriz experimental, com os referidos parâmetros utilizados, bem como a sequência de realização das soldas. Essa sequência aleatória é importante para minimizar a interferência de erros sistemáticos.

Tabela 3.3: Matriz de planejamento dos experimentos.

Sequência de execução	Pressão de Soldagem (MPa)	Tempo de Soldagem (s)	Temperatura (°C)	Geometria de Contato Inicial
1	21,3	4	25	Plana
2	21,3	4	25	Cônica 60°
3	37,0	7	300	Cônica 60°
4	37,0	7	25	Cônica 60°
5	37,0	7	25	Plana
6	37,0	7	300	Plana
7	37,0	4	300	Cônica 60°
8	21,3	4	300	Plana
9	37,0	4	25	Plana
10	21,3	7	25	Plana
11	21,3	7	300	Cônica 60°
12	37,0	4	300	Plana
13	21,3	4	25	Cônica 60°
14	37,0	7	25	Cônica 60°
15	37,0	7	300	Cônica 60°
16	21,3	7	25	Plana
17	37,0	4	300	Plana
18	37,0	4	25	Cônica 60°
19	21,3	4	300	Cônica 60°
20	21,3	4	300	Cônica 60°
21	21,3	4	300	Plana
22	37,0	7	25	Plana
23	37,0	4	300	Cônica 60°
24	21,3	7	300	Cônica 60°
25	37,0	4	25	Plana
26	21,3	7	300	Plana
27	21,3	7	25	Cônica 60°
28	21,3	7	300	Plana
29	21,3	4	25	Plana
30	37,0	7	300	Plana
31	37,0	4	25	Cônica 60°
32	21,3	7	25	Cônica 60°

Para o planejamento do experimento, foram definidas quais respostas ou resultados foram obtidos. As respostas para os experimentos foram o Limite de Ruptura e a espessura da camada intermetálica, além dos possíveis tipos de compostos intermetálicos formados com a variação dos parâmetros escolhidos. Esses resultados foram obtidos no ensaio de tração e a identificação dos possíveis compostos intermetálicos foi feita por meio da Difração de Raio X.

3.2 Ensaio com variações do tempo e temperatura

Além das soldas utilizando-se tempos de atrito de 4s e 7s, foram feitas soldas, com pontas cônicas e planas de alumínio, com preaquecimento e sem preaquecimento, com tempos de atrito de 1s.

Também foram feitas soldas especificamente para pontas cônicas, com temperatura de preaquecimento do aço de 200°C e 100°C, além da temperatura de 300°C e 25°C.

Estes procedimentos não estavam previstos inicialmente no planejamento de experimentos, mas surgiu a curiosidade de realiza-los. O objetivo foi avaliar a influência na resistência à ruptura das juntas soldadas obtidas com a utilização de tempos curtos, bem como a influência da temperatura de preaquecimento na soldagem com utilização de pontas cônicas.

3.3 Materiais

Os materiais que foram utilizados são o aço SAE 1020 e o alumínio 6351 T6, a escolha desses dois materiais se deve à sua grande utilização em diversas aplicações na indústria automotiva e aeronáutica.

Foram adquiridas barras cilíndricas de diâmetro 3/8 polegadas ou 9,53mm, com comprimento de 6000 mm tanto do alumínio quanto do aço SAE 1020.

O alumínio 6351 T6 é uma liga Al-Mg-Si, que possui alta resistência à corrosão, boa usinabilidade, boa soldabilidade em soldagem a arco elétrico e no estado sólido e facilidade de conformação, além de propriedades comuns das ligas de alumínio.

É uma liga solubilizada e envelhecida artificialmente. Tratamentos que possibilitam o aumento da dureza e também da resistência mecânica.

A composição química da liga de alumínio fornecida pelo fabricante está apresentada na Tabela 3.4.

Tabela 3.4: Composição Química do Alumínio 6351 T6. Fonte: Alcoa (2010)

Composição Química Alumínio ASTM A 6351 T6 %	
Silício	0,70/1,30
Ferro	0,50
Cobre	0,10
Manganês	0,40/0,80
Magnésio	0,40/0,80
Zinco	0,20
Titânio	0,20
Outros (cada)	0,05

O Alumínio 6351 T6 é uma liga com percentual de Magnésio muito utilizada nas indústrias aeronáutica e naval. A presença do Magnésio propicia aumento de resistência mecânica e resistência à corrosão. Entretanto, segundo Ambroziak (2003), a presença desse elemento, que possui alto coeficiente de difusão, favorece a formação de compostos intermetálicos durante a soldagem por fricção. A presença do Manganês aumenta a resistência à tração.

O alumínio foi soldado com o aço SAE 1020 que é uma liga de Ferro Carbono, amplamente utilizada, possui aproximadamente 0,20% de carbono, tendo como estrutura predominantemente Ferrítica, com presença de lamelas de Perlita.

O aço SAE 1020, por apresentar estruturas micrográficas com presença de Ferrita e Perlita, permite apresentar elevada forjabilidade, soldabilidade e tenacidade. Um dos fatores que ocasionam a elevada soldabilidade é a baixa temperabilidade, resultado das baixas concentrações de carbono e manganês.

A Tabela 3.5 apresenta a composição química do aço SAE 1020, também conforme informações do fabricante.

Tabela 3.5: Composição Química do Aço SAE 1020.

Composição Química %	
Carbono	0,18-0,23
Manganês	0,30-0,60
Fósforo	≤ 0,030
Enxofre	≤ 0,05
Silício	≤ 0,20

Fonte: Arcelor Mittal (2018)

A Tabela 3.6 compara algumas propriedades físicas do aço e do alumínio. É importante observar, principalmente as características térmicas que influenciam no comportamento durante o processo de soldagem por fricção.

Tabela 3.6: Comparação de propriedades entre aço e alumínio.

Propriedades Físicas	Alumínio	Aço
Peso específico (g/cm ³)	2,71	7,86
Temperatura de fusão (°C)	657	1500
Módulo de elasticidade (MPa)	7.000	20.900
Coefficiente de expansão linear (L/°C)	23x10 ⁶	11,7x10 ⁶
Condutibilidade térmica 25°C (Cal./cm °C)	0,56	0,12
Condutibilidade elétrica (IACS)%	59	14,50

Fonte: Arcelor Mittal (2018) e Alcoa(2010)

A Tabela 3.7 apresenta as propriedades mecânicas do alumínio 6351 T6 e do aço SAE 1020, conforme informações dos fabricantes.

Tabela 3.7: Propriedades Mecânicas do Alumínio 6351 T6 e do aço SAE 1020.

Liga	Têmpera	Limite de Resistência à Tração MPa (N/mm²)	Limite de Escoamento MPa (N/mm²) Mín.	Alongamento Mínimo "50mm" (%)	Dureza Brinell (HB)
6351	T6	290	255	8	95
AÇO SAE 1020	-	420	350	15	121

Fonte: e Arcelor Mittal (2018) Alcoa (2010)

A Figura 3.1 apresenta a análise metalográfica realizada no material base alumínio, atacada com Keller, antes de realizar a soldagem. Pode-se verificar a presença de precipitados de

(Fe,Mn)SiAl dispersos ao longo da amostra. Estes precipitados mostram que o alumínio utilizado realmente passou pelo tratamento de envelhecimento.

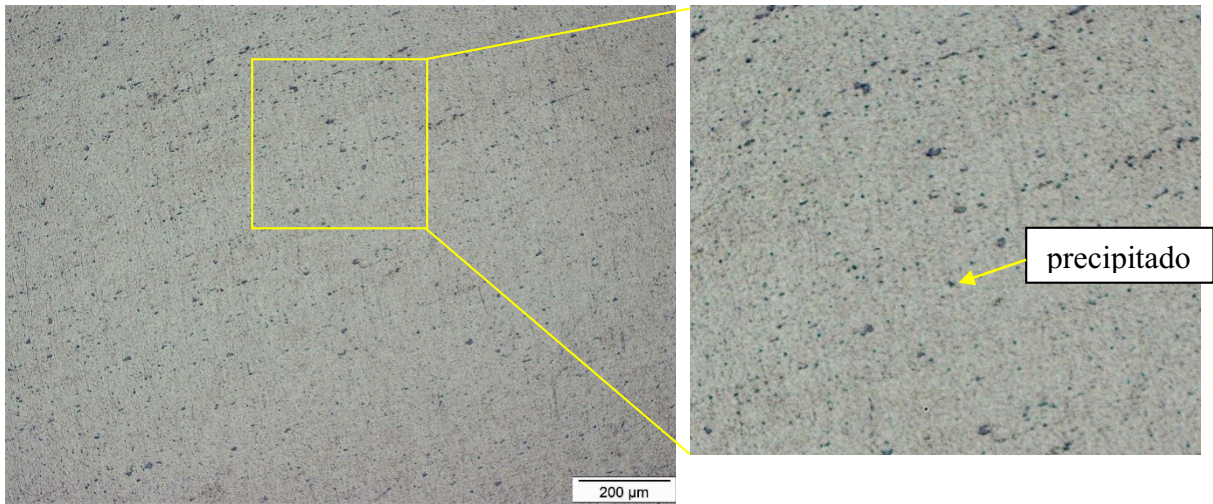


Figura 3.1: Metalografia Material Base Alumínio 6351T6. Ataque: Keller

Fonte: Próprio autor

Na amostra metalográfica, apresentada na Figura 3.2, do material base Aço SAE 1020, onde é possível observar a matriz composta por Ferrita e Perlita.

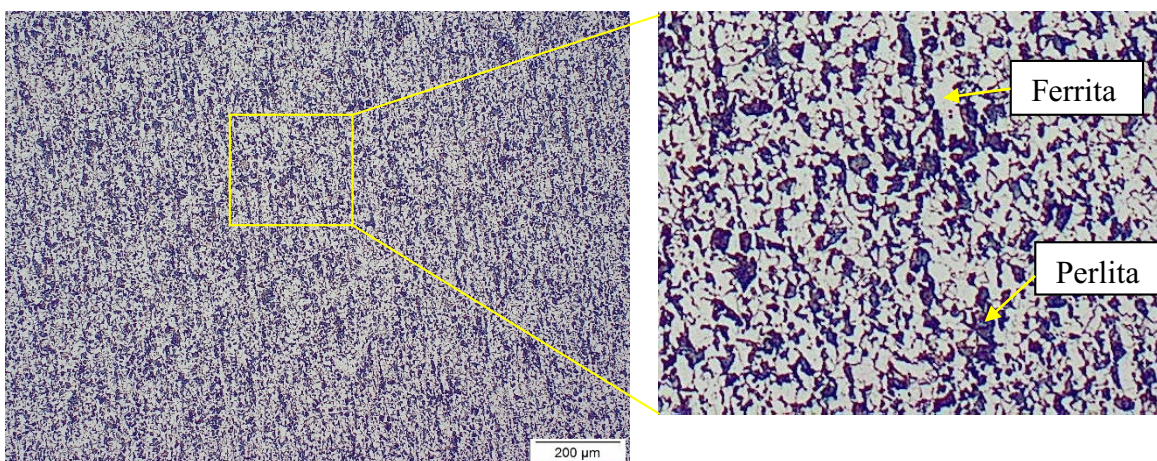


Figura 3.2: Metalografia Material Base Aço SAE 1020. Ataque: Nital 2%.

Fonte: Próprio autor

3.3.1 Preparação dos pinos de alumínio e aço

Nossos primeiros testes foram utilizados corpos de prova que possuíam comprimentos de 60 mm para as peças de alumínio e 55 mm para as peças de aço. Mas após os testes iniciais, devido

principalmente à vibração e dificuldades quanto ao alinhamento, os comprimentos foram alterados para 55mm para peças de alumínio e 50mm para aço. Essas alterações beneficiaram o alinhamento e diminuição da vibração.

É interessante ressaltar que o comprimento dos pinos de alumínio é maior que os pinos de aço para compensar a maior redução do comprimento dos pinos de alumínio.

A preparação das peças consistiu no corte e usinagem em torno convencional das superfícies de contato das peças que foram unidas. É importante ressaltar que a usinagem das superfícies de contato ocorreu no mesmo torno, com utilização de mesmo tipo de ferramenta corte e somente uma única pessoa fez a usinagem, para minimizar alterações da superfície usinada.

A usinagem da face dos pinos soldados foi importante para melhorar a distribuição de forças no momento do contato entre as duas superfícies atritadas, diminuindo a vibração e desalinhamentos dos pinos soldados.

A partir dos testes preliminares, apontados no Apêndice 1, ficou definido que na pesquisa seriam utilizadas geometrias com pontas planas e cônicas de 60° (devido aos resultados de ensaio de tração).

A Figura 3.3 apresenta o desenho dos pinos de alumínio que foram utilizados. Lembrando-se que os pinos de aço utilizados não foram alterados, portanto mantendo a utilização de superfície plana.

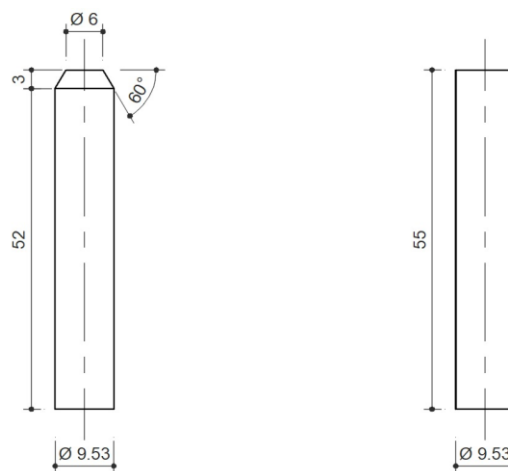


Figura 3.3: Formatos utilizados dos pinos de alumínio

3.4 Desenvolvimento de Máquina de soldagem por Fricção

Para a realização dos estudos, foi necessário desenvolver uma máquina que possibilitasse a rotação de uma das peças a serem soldadas, aplicação de força constante, e que permitisse repetitividade para a realização da soldagem por fricção para atender os objetivos da pesquisa. Além da parte estrutural da máquina, foi necessária a construção da parte elétrica de acionamento da máquina, instrumentação para aquisição de dados de força e temperatura gerada no processo.

Inicialmente foram definidos valores mínimos de parâmetros importantes para a realização da soldagem, como força de soldagem, tempo de soldagem, tempo e força de forjamento, esses parâmetros foram baseados na literatura, aplicada na soldagem dos materiais dissimilares alumínio e aço.

A Tabela 3.8 apresenta as características técnicas da máquina que foi desenvolvida. É importante citar que o equipamento desenvolvido foi uma máquina de soldagem por fricção convencional.

Tabela 3.8: Características técnicas da máquina de soldagem por fricção desenvolvida

Dimensões básicas	1,20x0,41 m
Estrutura	Cantoneira de aço ASTM A36 2 ½” x1/8”
Motor trifásico	1750 RPM Potência: 2 cv
Cilindro hidráulico	Diâmetro: 40 mm
Pressão Máxima de soldagem (MPa)	64,9
Bomba hidráulica	Vazão 1,5 l/min
Motor trifásico Acionamento da bomba	3000 RPM Potência: 3 cv
Sistema de rotação independente do sistema hidráulico (Força) e sistema	
Temporizador para acionamento do motor de fricção	

A Figura 3.4 apresenta a imagem da máquina de soldagem de soldagem rotativa convencional desenvolvida para a realização dos experimentos.

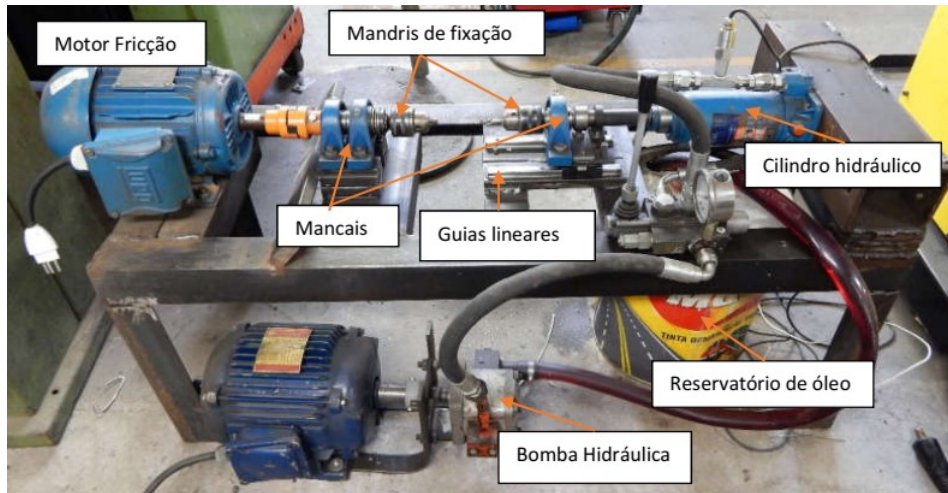


Figura 3.4 Máquina desenvolvida para os experimentos

3.4.1 Adaptação e testes do sistema de Indução Eletromagnética

O preaquecimento do aço foi feito adaptando-se um indutor eletromagnético, instalando sistema de acionamento e carcaça de proteção. A Figura 3.4 apresenta o indutor marca ZVS utilizado para o preaquecimento, que possui como especificações técnicas, tensão de 12 V, 120 watts de potência, frequência de indução de 217 kHz, comprimento da bobina de 28mm, diâmetro externo 21 mm e diâmetro interno de 17,9mm. Foram colocados uma proteção e um acionamento para o indutor.

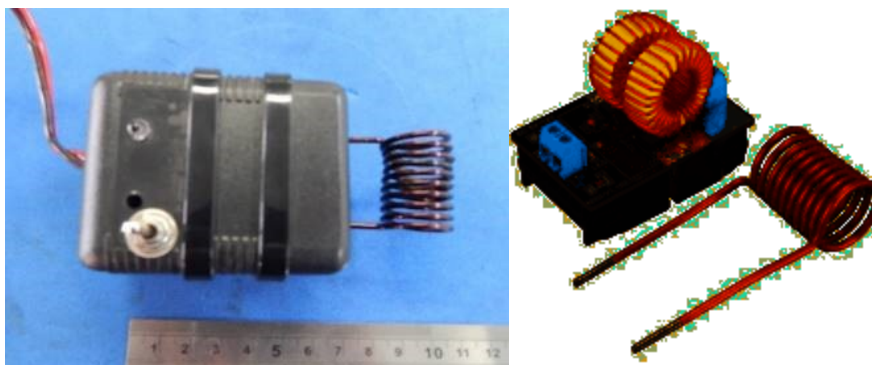


Figura 3.5: Adaptação do Indutor utilizado para preaquecimento.

Foram feitos testes preliminares do indutor, verificando quanto tempo é necessário para atingir a temperatura máxima de 300°C na face dos pinos de aço soldados. Observou-se que o tempo de indução de 1 minuto foi suficiente para atingir a temperatura de 300°C na região central da face de contato do aço, que será submetida à fricção rotativa com o alumínio. A medição foi feita utilizando-se câmera termográfica.

O indutor utilizado foi muito útil quanto ao formato, diâmetro da bobina em relação ao diâmetro do eixo preaquecido, também em relação à potência utilizada, pois se fosse utilizado indutor com potência maior, o tempo de indução seria menor.

As Figuras 3.5 e 3.6 apresentam, respectivamente, as imagens da realização dos testes de indução e a medição das temperaturas realizadas por câmeras termográficas. Observa-se que houve variações nas temperaturas das faces dos pinos. Isso se deve principalmente ao efeito pelicular, ao posicionamento do indutor, que foi manualmente.



Figura 3.6: Testes para preaquecimento do aço.

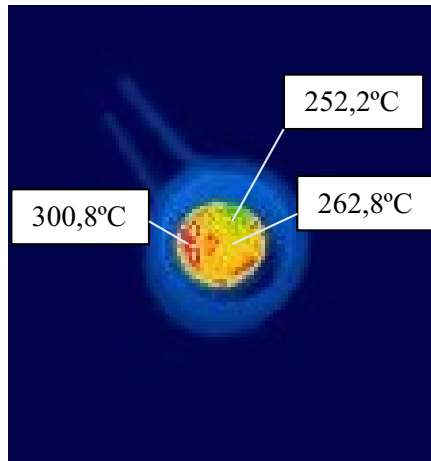


Figura 3.7: Medição de temperatura Câmera termográfica.

3.5 Procedimento de soldagem

O procedimento para a soldagem, quando da utilização do preaquecimento do aço, foi a seguinte: Fixação das peças no mandril, limpeza das superfícies com Acetona PA, preaquecimento por indução da peça de aço, conforme Figura 3.7, e finalmente as etapas do processo de soldagem por atrito das peças de alumínio e aço.

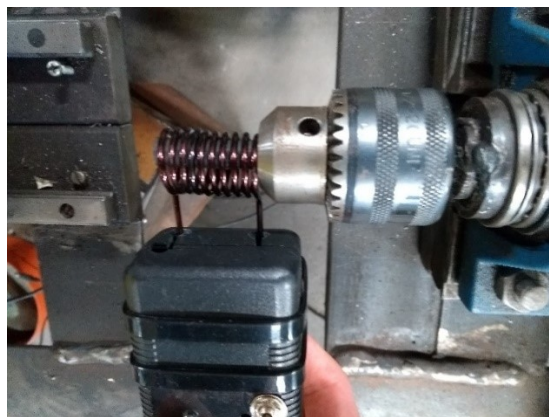


Figura 3.8: Procedimento de preaquecimento do aço por indução eletromagnética.

3.5 Ensaios das peças soldadas

3.5.1 Ensaio de Tração e Microdureza

Com o objetivo de avaliar o limite de ruptura à tração da junta soldada, foram realizados três ensaios de tração para cada combinação de parâmetros apresentado na matriz de experimentos, apresentados na Tabela 3.3, tendo no total 48 corpos de prova, observando também o local da ruptura. Esses ensaios foram realizados segundo as normas ASTM E8M (2004).

Os corpos de prova foram usinados conforme apresentado na Figura 3.8. Os ensaios foram realizados na máquina de ensaio de tração da EMIC, modelo D200000, capacidade de 20 kN.

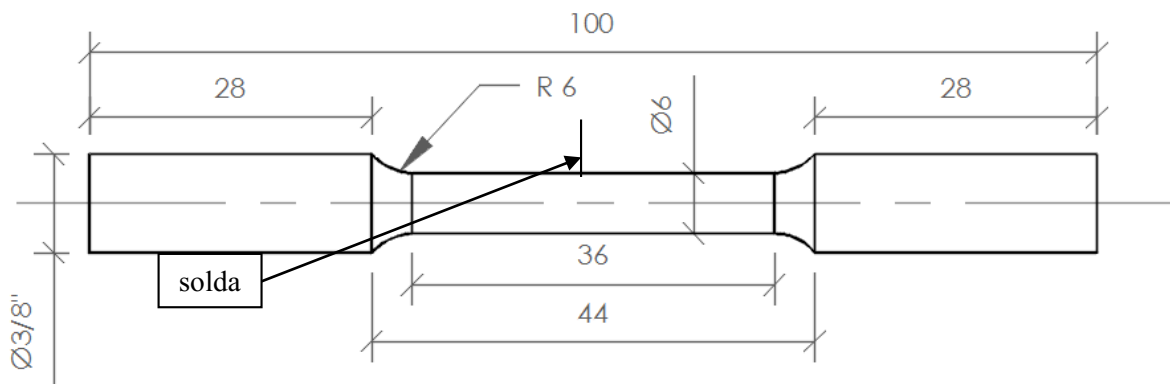


Figura 3.9: Representação esquemática do corpo de prova ensaio de tração

3.5.2 Ensaio de Microdureza

Os ensaios por Microdureza foram realizados tomando como referência os pontos de medição, na região central, e a 0,25mm da interface da solda alumínio-aço, conforme os pontos de medição de dureza apresentados na Figura 3.9.

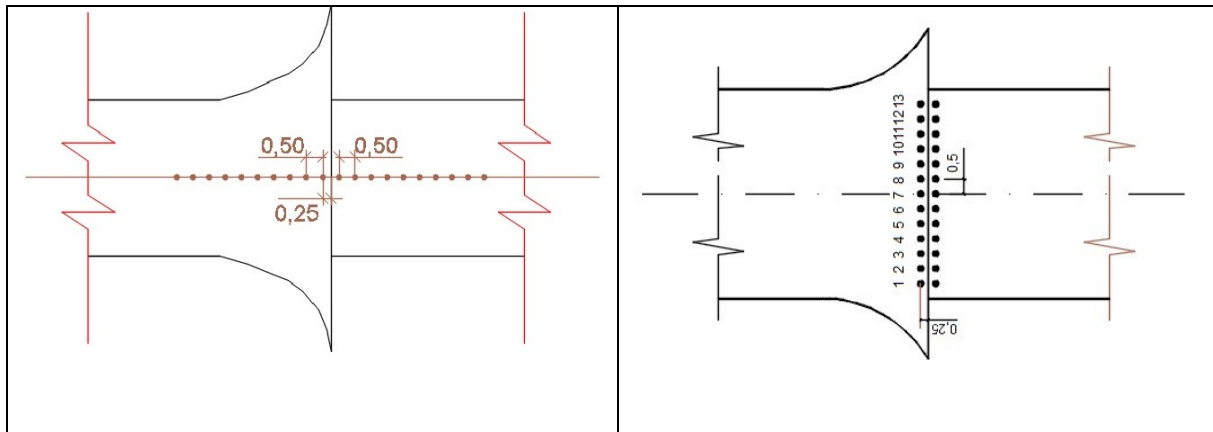


Figura 3.10: Representação esquemática dos pontos de medição de dureza

Para avaliar as modificações ocorridas nos materiais, resultantes do processo de preaquecimento e soldagem por fricção, foram feitos ensaios de Microdureza, das amostras utilizadas nas análises metalográficas. A norma utilizada foi a ASTM E384-17, para determinação do perfil transversal e longitudinal de dureza da junta soldada.

Os ensaios foram realizados em um Microidentador Digital SHIMAZU HMV, foi utilizada uma ampliação de 40 vezes. Foram feitas, no sentido transversal para cada amostra, 10 medições no lado do aço e 10 medições no lado do alumínio. E para o sentido longitudinal, foram feitas 13 medições no lado do alumínio e 13 medições no lado do aço, conforme é apresentado na Figura 3.10.

Para cada indentação, foi utilizado um tempo de 10s e uma carga de 2,942N para o aço e 0,9807N para o alumínio, iniciando a 0,25mm da interface e as outras medições espaçadas 0,5mm de cada ponto.

3.5.3 Análise Macroestrutural

As amostras foram analisadas visualmente, e serão observados os aspectos das rebarbas formadas, distribuição dessa rebarba em volta da junção, bem como aspectos da deformação plástica da rebarba, que também podem resultar no encurtamento (*burn off*) das peças soldadas.

3.5.4 Análise Microestrutural e EDS

As amostras das junções soldadas foram cortadas no sentido longitudinal, passando pelo eixo central e embutidas a quente, lixadas, polidas. Posteriormente as amostras foram atacadas com Nital (2%) para o aço e Keller para o alumínio e examinadas na interface da solda, conforme norma ASTM-E3.

As amostras foram retiradas das soldas realizadas, foram cortadas transversalmente, embutidas, polidas e submetidas à análise metalográfica no MEV (Microscópio eletrônico de Varredura) na região da interface de ligação das soldas. Todas apresentam resultados semelhantes, linhas de interface visíveis delimitando os diferentes materiais soldados. As diferenças se localizam na extensão das zonas de deformação, espessuras das descontinuidades e também espessuras da camada interfacial.

3.5.4.1-Microscopia Óptica

A Microscopia óptica foi utilizada somente na fase de testes preliminares onde foi possível verificar a interface de ligação da solda, a ZTA, caracterizando os aspectos da união, a interface e deformações plásticas ocorridas no processo.

3.5.4.2-Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV) e EDS

Foi utilizado o MEV e EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva) para análises das junções dos corpos de prova soldados pelo processo de soldagem, com objetivo de caracterizar as regiões soldadas dos materiais dissimilares e determinar os elementos químicos existentes, verificar a mistura ocorrida na junção, do alumínio e do aço.

Outra utilização do MEV foi para medir a espessura da camada intermetálica na junção da solda na região central (ponto A) e depois mais três pontos espaçados 1mm de cada ponto (Pontos B, C e D), conforme apresentado na Figura 3.10. O microscópio que foi utilizado é da Marca Jeol, Modelo JSM IT300.

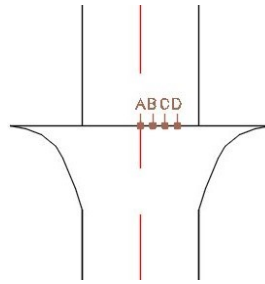


Figura 3.11: Pontos de medição da camada intermetálica

3.5.4.3-Difração de Raio X

Para determinar os possíveis tipos de compostos intermetálicos formados, foram feitas análises por Difração de Raio X, utilizando o Difratorômetro da marca Philips-Panalytical modelo PW 1710, da superfície de fratura da junta soldada no lado do alumínio e no lado do aço, após a ruptura dos corpos de prova nos ensaios de tração.

3.5.5 Medição de Temperatura

A medição da temperatura ocorreu, utilizando-se câmera termográfica da marca Flir, modelo SC600. Com as características técnicas apresentadas na Tabela 3.9. Posteriormente os dados foram processados no *software* do fabricante do equipamento.

Tabela 3.9: Informações técnicas da câmera termográfica

SISTEMA	
Tipo de Detector	Microbolômetro não resfriado
Faixa espectral	7,5 a 1,3 μm
Resolução	640x480
Passo do detector ($L/^{\circ}\text{C}$)	17 μm
NETD	< 50 mK
Imagem Eletrônica	
Constante de tempo	< 8ms
Taxa de frames	50 Hz
Faixa Dinâmica	14 bit
Medição	
Faixa de temperatura padrão	0 a 650 $^{\circ}\text{C}$
Precisão	$\pm 2^{\circ}\text{C}$

Fonte: Flir Datasheet

Para a realização das medições, as peças foram pintadas com spray fosco, e foram obtidas as imagens termográficas, a cada 0,25s, os valores máximos das temperaturas das juntas soldadas, durante as etapas do processo.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise Macrográfica

A Figura 4.1 apresenta as peças soldadas, e o Apêndice 3 mostra cada uma das bordas individualmente, com suas respectivas diferenças de formações das bordas, além da redução percentual do comprimento. Algumas juntas apresentaram bordas com aspectos simétricos e outras apresentaram bordas irregulares, além de diferentes tamanhos das bordas, muito vinculadas aos fatores térmicos. Amostras que foram preaquecidas e amostras que utilizaram tempo de soldagem maior fornecem aportes térmicos maiores, favorecendo também a formação de bordas maiores. Quando ocorre excesso de calor, o mesmo provoca deformações excessivas que podem provocar formatos irregulares das bordas, apresentadas no Apêndice 2.

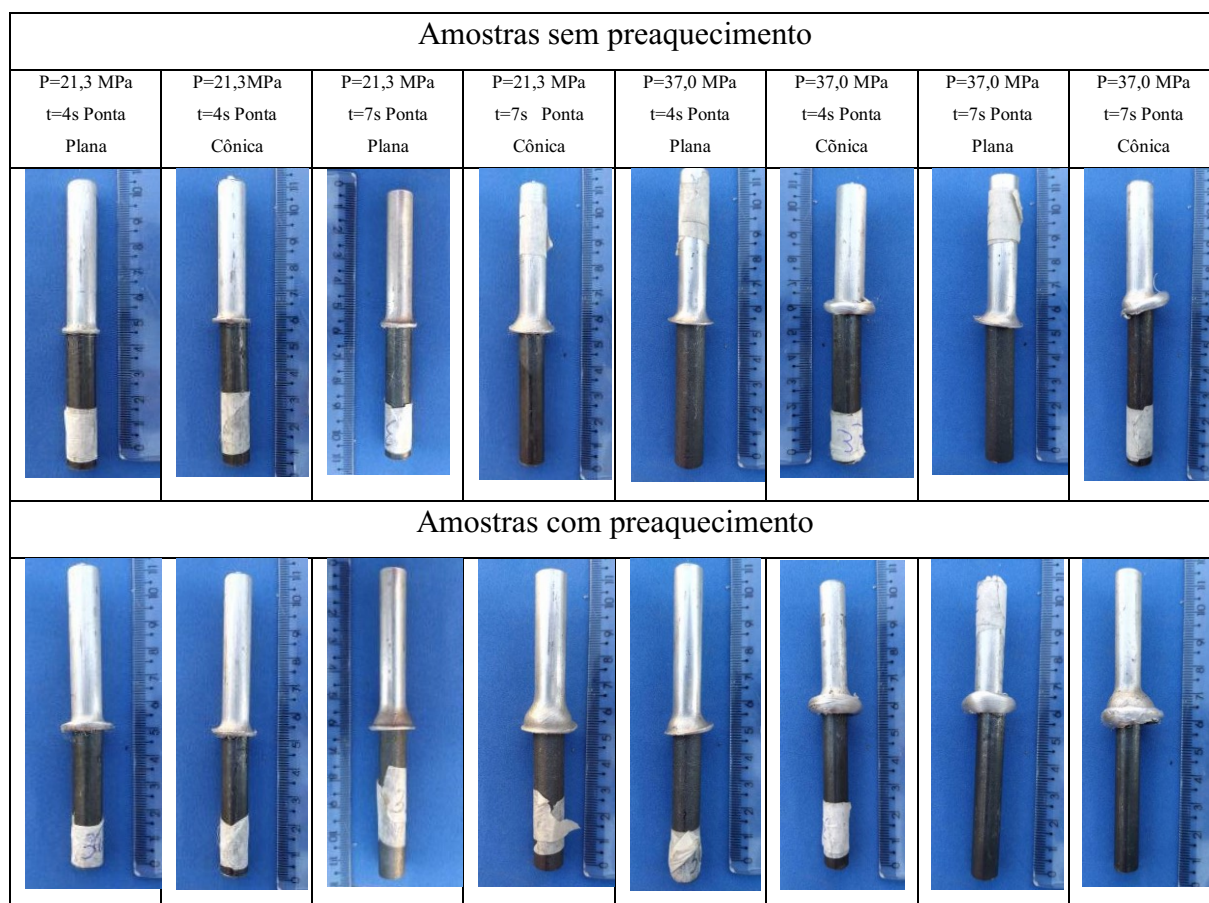


Figura 4.1: Amostras soldadas

Verifica-se que as amostras que utilizaram pontas cônicas apresentaram maiores formações de bordas comparadas com as amostras que utilizaram pontas planas de alumínio, isso se deve ao fato de a ponta cônica ter maior facilidade de deformação e geração de borda, conforme são apresentadas nas macrografias no Apêndice 2.

Foram observadas, nas figuras do Apêndice 2, que na soldagem do aço e o alumínio, por fricção, deformações diferentes entre aço e alumínio em relação ao plano de interface da junta soldada. Estas deformações assimétricas são causadas pelas diferenças de propriedades térmicas, físicas e químicas, como ponto de fusão, dureza, condutividade térmica dos dois materiais (MEHTA, 2019). O alumínio possui alta condutividade térmica, menor dureza e ponto de fusão mais baixo e, portanto, deforma mais que o aço. A pouca deformação do aço pode levar à remoção incompleta de filmes de óxidos e outros elementos. Observou-se que mesmo preaquecido, a 300°C, as diferenças de deformação entre o aço e o alumínio permaneceram, isso porque o calor gerado e recebido pelo preaquecimento, associado à pressão utilizada foi insuficiente para deformar o aço. Vale salientar que essas diferenças nas deformações dos materiais foram relatadas também em outras soldagens de materiais dissimilares, alumínio-cobre, titânio e aço, entre outros, conforme apresentaram os autores Machado (1996), Fukumoto (2000) e Sammaiah (2010).

Outra constatação apresentada no Apêndice 3 é que apenas o alumínio participou da formação da borda, substanciada pelo encurtamento apenas da haste de alumínio.

4.2 Medições de Temperatura

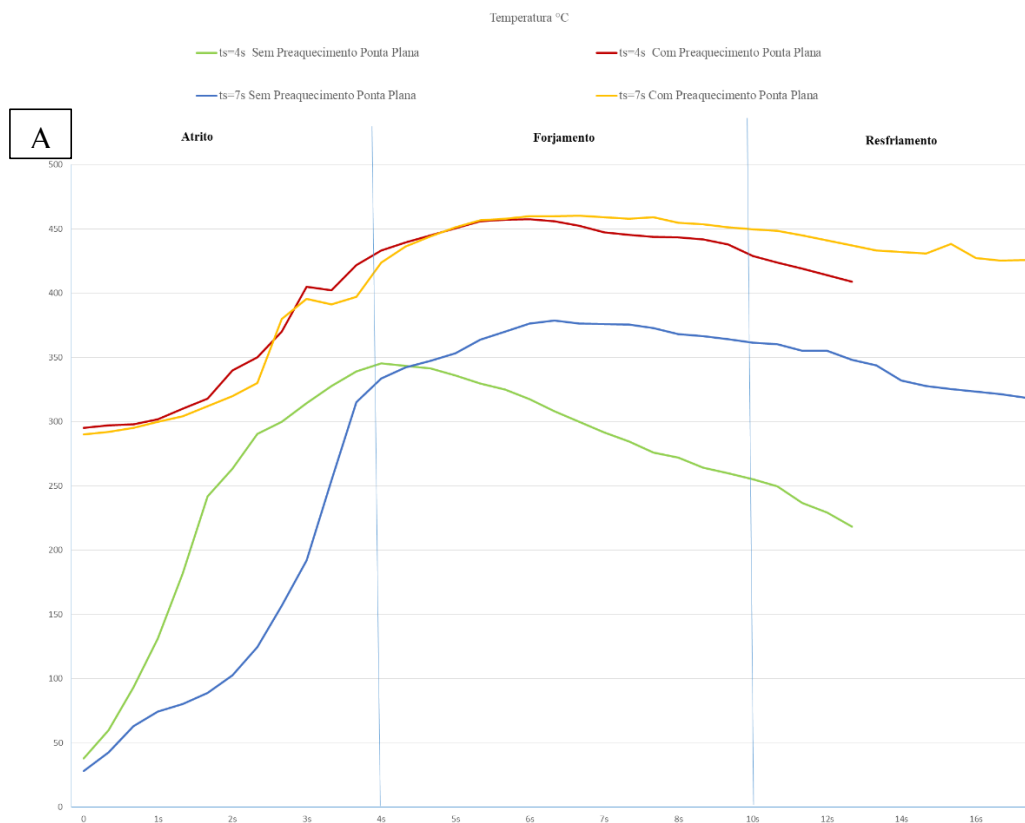
As Figuras 4.2 A e B apresentam os gráficos dos perfis das temperaturas obtidas durante o processo de soldagem, medições realizadas com câmera termográfica.

Observa-se que as temperaturas das amostras preaquecidas são maiores e permanecem por mais tempo em temperaturas mais elevadas, chegando a ter temperaturas máximas de 471°C, com a amostra preaquecida, ponta cônica e 7 segundos de tempo de atrito. Observa-se também que nas amostras preaquecidas e tempo de 4 segundos, o resfriamento das amostras é mais rápido. É observado também que as temperaturas das amostras com pontas cônicas e preaquecidas começaram a subir a partir do tempo de soldagem de 1s, enquanto as de pontas planas e também

preaquecidas começaram a subir a partir de 3s de tempo de fricção. As amostras preaquecidas e de pontas cônicas ficaram pelo menos 2s a mais expostas a temperaturas mais elevadas.

Quanto às amostras sem preaquecimento, as soldas que utilizaram tempo maior de atrito, ou seja, 7s, atingiram temperaturas mais elevadas, sendo a máxima temperatura obtida foi de 378°C quando se utilizou ponta plana, mais especificamente obtida no lado do aço.

As amostras de pontas cônicas e sem preaquecimento obtiveram temperaturas próximas das amostras que utilizaram pontas planas, sendo que amostras de pontas cônicas obtiveram temperaturas menores. Autores como Alves (2016) apontam que as pontas cônicas permitem concentrar calor na região central da amostra e as pontas planas nas periferias. Para pontas planas, a região central obteve temperatura de 200°C, enquanto para pontas cônicas, obteve-se 216°C e permitiu melhor distribuição do calor ao longo da junta.



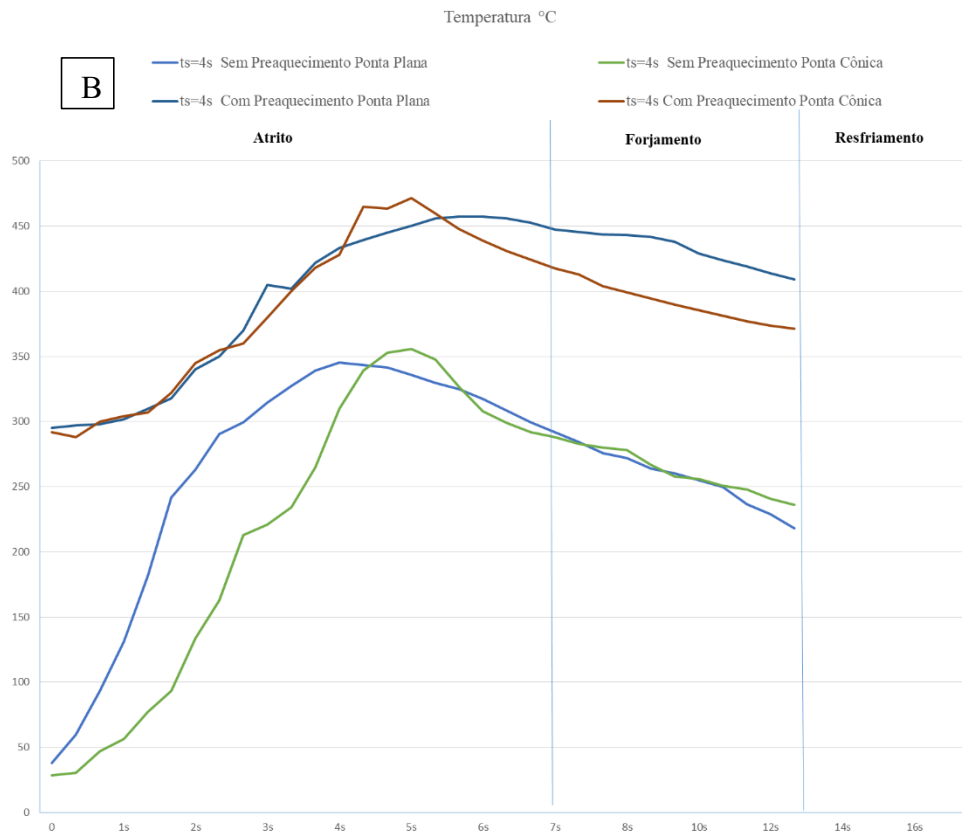


Figura 4.2: Perfil de temperaturas das amostras. A) Tempo de atrito de 7s B) Tempo de atrito de 4s.

Outras duas observações em relação aos resultados de temperaturas obtidas são importantes. O primeiro é a temperatura propriamente dita; e o segundo, o tempo exposto a determinadas temperaturas. Nas amostras preaquecidas, no início do atrito, já começava com temperatura mais elevada e se mantiveram por mais tempo. As consequências disso é o aumento da zona termicamente afetada, alterações de tamanhos de grãos e possíveis formações ou aumento de compostos intermetálicos (Yamamoto,2007). Outra consequência é o aumento da formação das bordas e encurtamento maior das hastes de alumínio.

Verificam-se na Figura 4.3 imagens do perfil térmico das amostras no momento que as mesmas atingiram maiores temperaturas durante o processo, para pontas planas. Observa-se, no momento quando as amostras atingiram maiores temperaturas, a difusão do calor nos materiais. É possível observar que o calor se difunde diferentemente em cada material, influenciado também pelos parâmetros de preaquecimento. Outro ponto observado é a diferença de formação da borda, mais acentuada no alumínio na amostra preaquecida, o que também ajuda a dissipar o calor.

De um modo geral, observa-se maior dissipação do calor no lado do alumínio e isso se deve ao fato de o alumínio possuir uma condutividade térmica quase três vezes maior do que o aço, o que influencia diretamente o aquecimento e resfriamento no processo. Segundo Zyakhov (2000), essa heterogeneidade da temperatura, associada à diferente deformação plástica que ocorre em cada material, são as principais características da soldagem de materiais dissimilares.

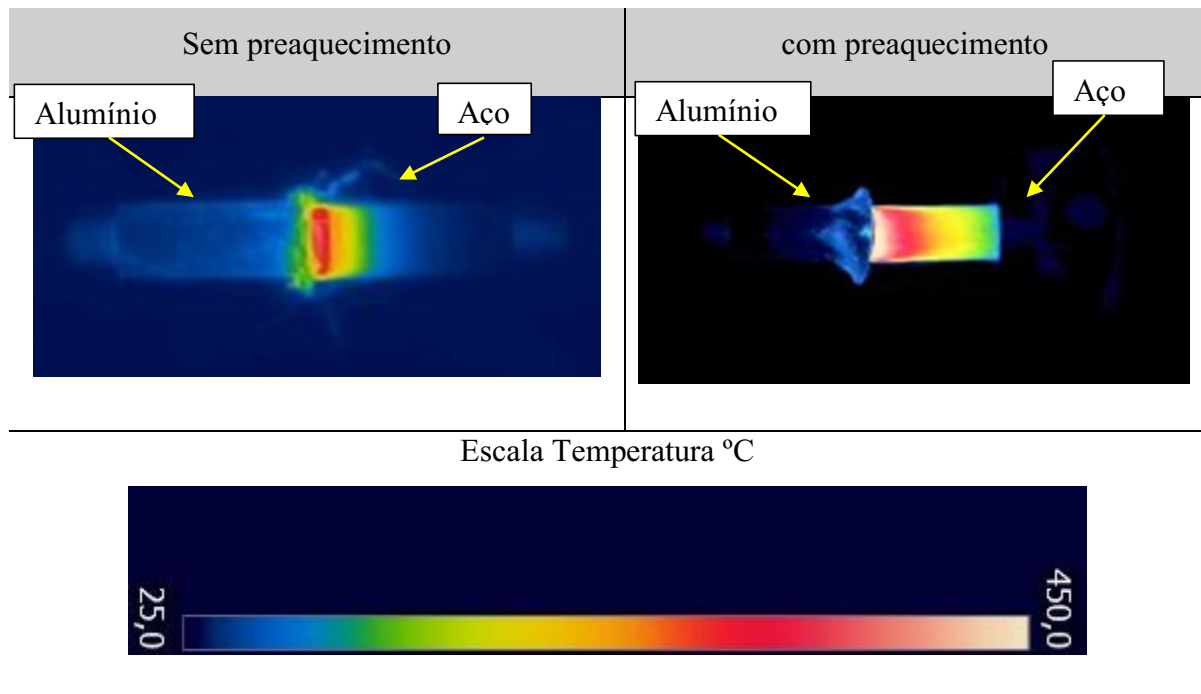


Figura 4.3: Perfil térmico obtido nos processos.

4.4 Análise Metalográfica (MEV) e Análise por Difração de Raio X (DRX)

A complexidade da união de alumínio e aço já foi estudada por diversos autores, citados anteriormente, sabe-se que a camada interfacial e a possível formação de compostos intermetálicos frágeis são os principais fatores que influenciam as propriedades mecânicas das juntas soldadas. A relação entre esses compostos, com os parâmetros utilizados e o desempenho mecânico passam a ser compreendidos por meio da análise da interface da solda

As Figuras 4.4 e 4.5 apresentam as estruturas da região central (ponto A) das amostras soldadas sem preaquecimento e com preaquecimento. Observa-se que tanto nas amostras das juntas

soldadas da região central, sem preaquecimento e com preaquecimento, a interface é caracterizada por deformação típica da soldagem por fricção rotativa.

Verifica-se com maior clareza a deformação granular do aço, mas é possível também verificar, no lado do alumínio, diferenças granulares quando se afasta da junção da solda. Observa-se, visualmente, que nessa região da solda ocorre a presença de grãos finos, enquanto na periférica, grãos grosseiros. O tamanho dos grãos da região central se deve ao intenso processo de deformação plástica nessa região, resultado do aquecimento por atrito e em algumas amostras também preaquecidas por indução, e a aplicação de força.

Outra constatação é a ocorrência de descontinuidades nas amostras. Essas descontinuidades têm como explicação alguns fatores importantes, primeiramente, as diferenças de propriedades térmicas entre os materiais, especialmente o coeficiente de dilatação e o possível aumento da espessura da camada intermetálica nas peças preaquecidas, que afetam a consolidação da interface da solda, conseqüentemente, as propriedades mecânicas (KHAN, 2011).

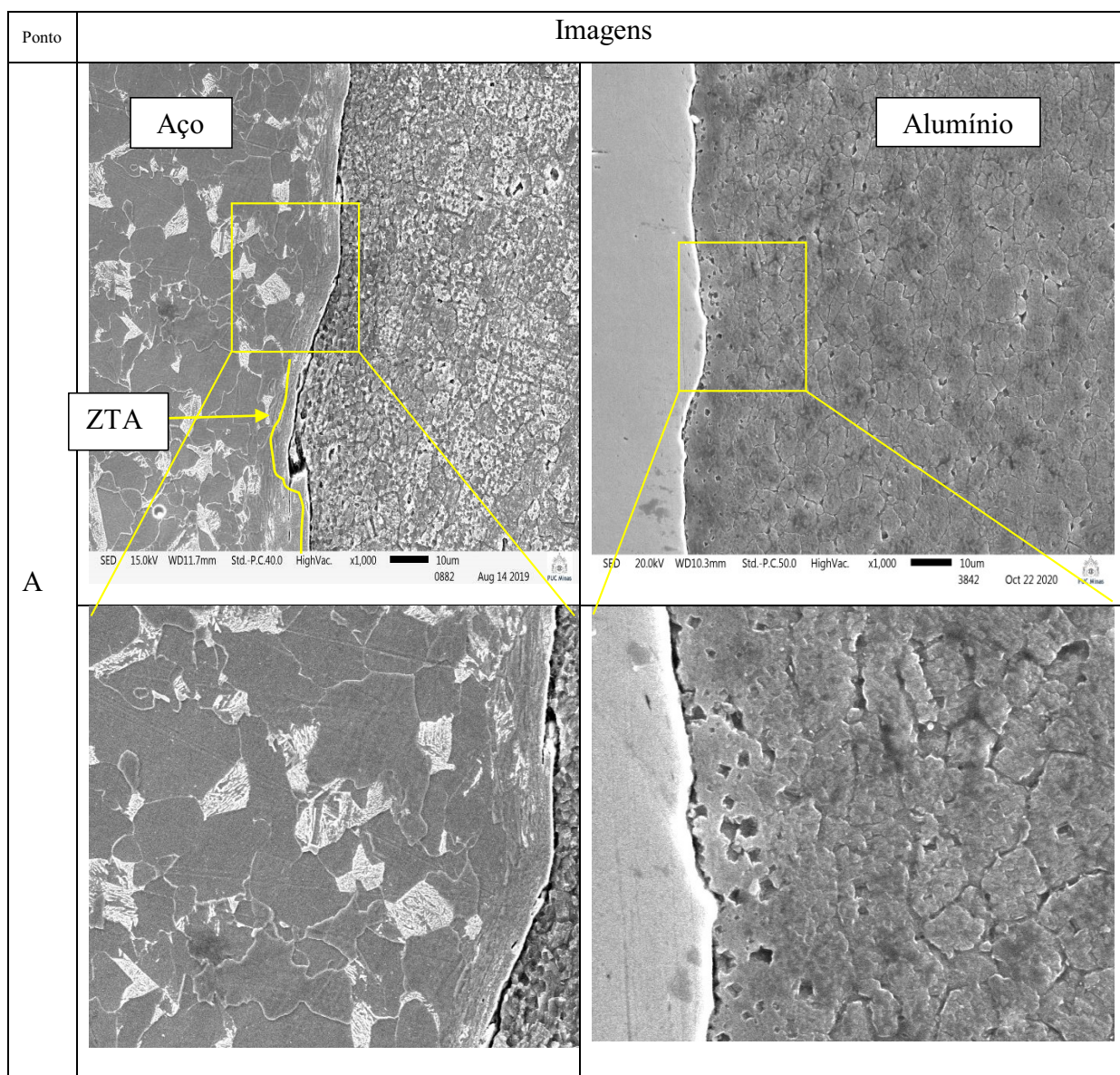
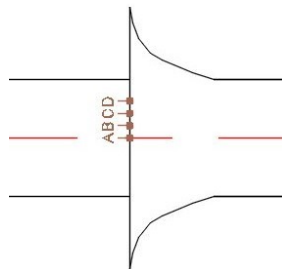
Herbst *et al* (2017) e Yilmaz *et al* (2003) reportaram que os compostos intermetálicos também facilitam o início e propagação de trincas nas juntas soldadas. Essas trincas podem ter origem nas diferenças de coeficiente de expansão térmica dos compostos e o aço, que geram tensões térmicas durante o resfriamento ou na própria fragilidade dos compostos formados na junta soldada.

É possível verificar, na interface da solda, com maior facilidade, o lado referente ao aço e, de forma muito clara, uma pequena deformação. É lógico que o alumínio se deformou mais, transformando-se em borda.

Basheer *et al* (2013), em pesquisa com soldagem por fricção rotativa da liga de alumínio 6061 e Alumina, relataram também alterações granulares no lado do alumínio. O aumento do gradiente térmico, como resultado do aumento da velocidade, provocou maior deformação granular e trincas resultantes da deformação.

Especificamente, na Figura 4.4, utilizou tempo de 4s, pressão de 21,3 MPa e sem preaquecimento, mesmo apresentando uma grande descontinuidade na região central, obteve segunda maior resistência à tração, e é possível visualizar descontinuidades. O maior ponto de descontinuidade foi localizado a 2mm (ponto C) em relação ao ponto central (ponto A) com espessura de 643nm. No ponto D a 3mm da região central, verifica-se que houve grande

deformação dos materiais, haja vista que neste ponto a velocidade tangencial é maior e, consequentemente, maior calor resultado do atrito, em relação ao ponto A.



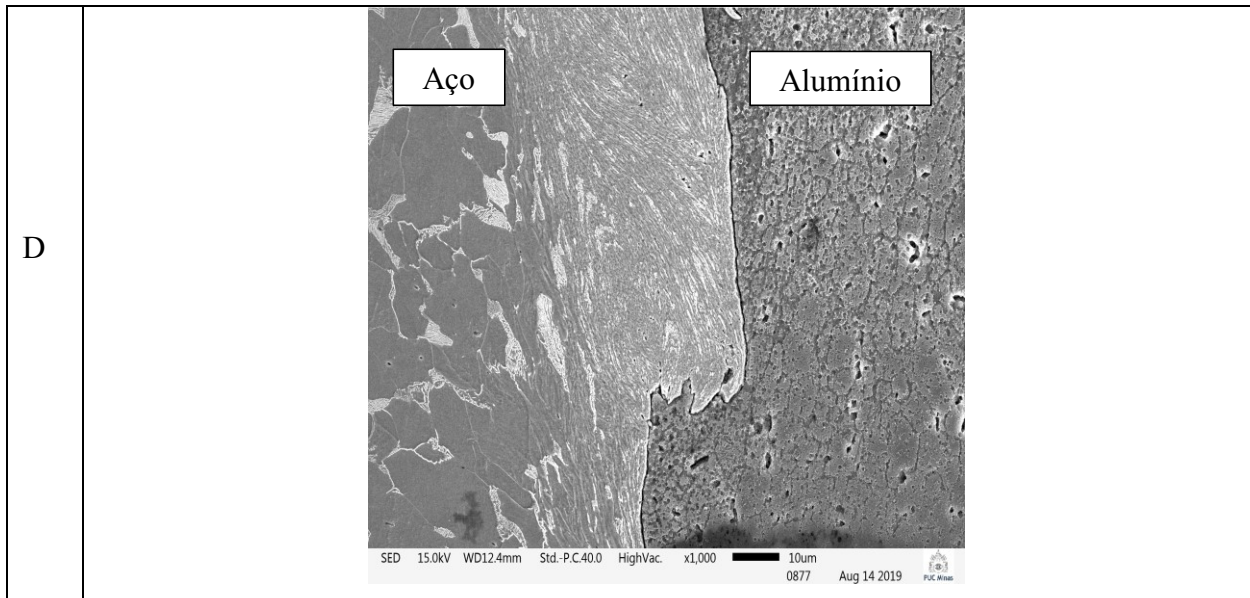
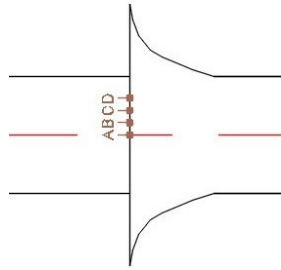


Figura 4.4: MEV $t=4s$, $P=21,3$ MPa sem preaquecimento Ponta Plana

A Figura 4.5 também apresenta as regiões formadas pelo processo, que utilizou tempo de 7s, ponta plana, e sem preaquecimento. Observa-se melhor no lado do aço, a região 1 que se refere ao material base; a região 2 que apresenta a região de diminuição parcial dos grãos, ou seja, parte dos grãos se apresentam menores e outros se apresentam com dimensões do material base do material; a região 3 apresenta a zona termicamente afetada onde os grãos visivelmente se apresentam menores.

Essa diminuição dos grãos no lado do aço é consequência, conforme afirma Yamamoto (2007), dos efeitos da temperatura e aplicação de força. Acrescentado ao calor e força, a rotação provoca cisalhamento dos planos cristalinos, provocando além da diminuição do tamanho dos grãos e alongamento dos mesmos. A região 4 apresenta a zona de interface, caracterizada pela presença de descontinuidades nas junções da solda, além de vazios, decorrentes também dos deslocamentos dos planos cristalinos.

No ponto D (3mm do centro), é possível visualizar tanto no lado do alumínio quanto no lado do aço a deformação granular acentuada (ZTA), devido ao mesmo motivo apontado na figura anterior, velocidade maior em relação à parte central (ponto A), maior calor e consequente maior deformação.



Ponto	Imagens
A	<p>SED 15.0kV WD12.0mm Std.-P.C.40.0 HighVac. x1,000 10um 0879 Aug 14 2019 P.C. 40.0</p>

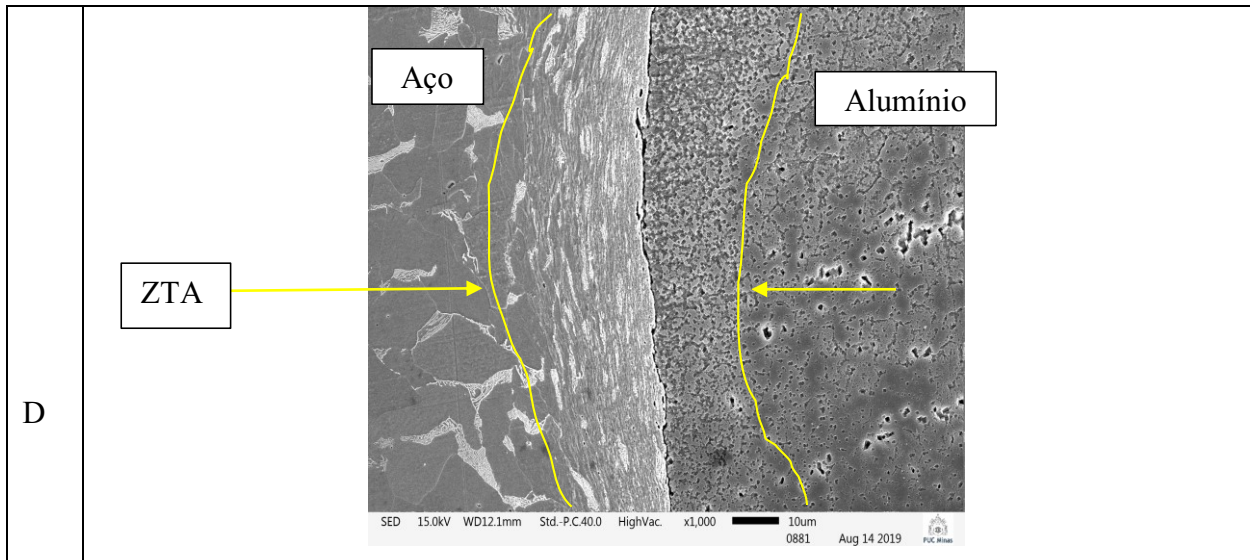
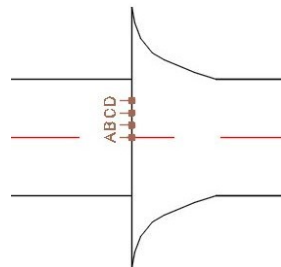


Figura 4.5: MEV $t=7s$, $P=21,3$ MPa sem preaquecimento ponta plana

A Figura 4.6 apresenta amostra preaquecida, na qual utilizou-se tempo de 4s de soldagem, pressão de 21,3 MPa, com Preaquecimento. Em relação à amostra 4.4, que não utilizou preaquecimento, verificou-se que a amostra se apresenta com maiores discontinuidades em toda extensão, percebeu-se no centro (ponto A) uma descontinuidade, com espessura de 1,3 μ m, descontinuidades também de 901,71nm a 2 mm do centro (Ponto C) e 721nm a 3 mm do centro (Ponto D).

Observa-se também, na junta soldada, que em relação à amostra apresentada na Figura 4.4, sem preaquecimento, na amostra onde o aço foi preaquecido, possui uma ZTA mais espessa do que na amostra que não foi preaquecida.



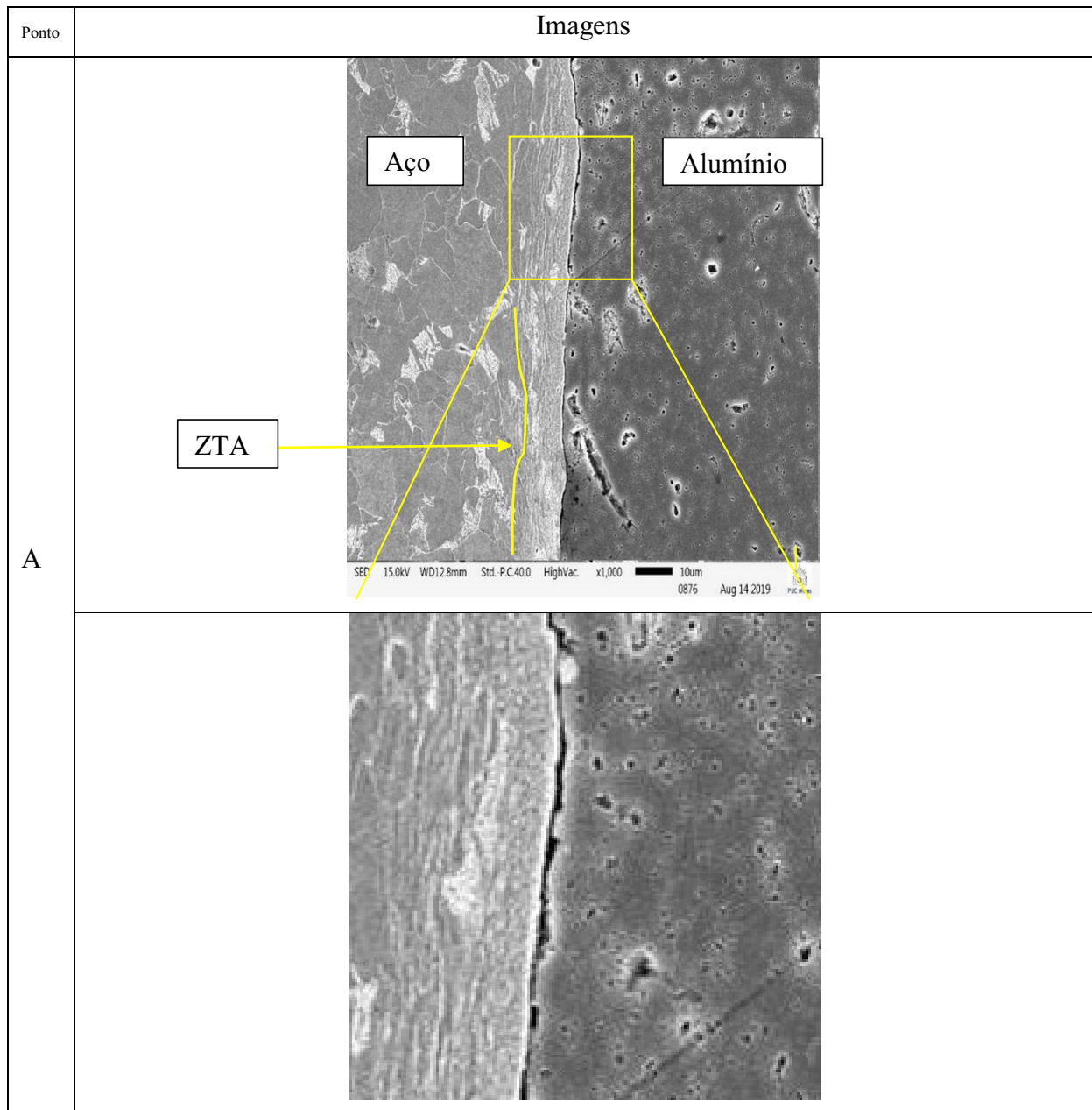


Figura 4.6: MEV $t=4s$, $P=21,3$ MPa com preaquecimento e ponta plana

A Figura 4.7 apresenta a imagem da microestrutura com parâmetros semelhantes ao da Figura 4.4, porém utilizando-se ponta cônica de 60° do alumínio. Observa-se que a junção apresenta menores discontinuidades e aspecto regular na região central da amostra (ponto A). A justificativa apresentada também por Khan (2011) e Alves (2016) é que a ponta cônica possibilita a ocorrência de alteração do fluxo de calor, possibilitando melhor distribuição de calor ao longo da interface de ligação.

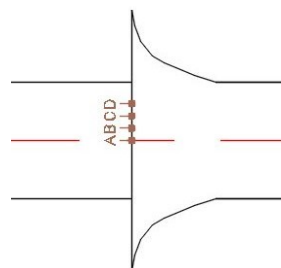
Quando se utiliza pontas planas, na região central (ponto A), pode ocorrer falta de aquecimento nessa região o que prejudica a difusão. Considerando que a difusão é o principal mecanismo de

união, os resultados mecânicos podem ser prejudicados. Os resultados de ensaio à tração, apresentados no item 4.7 deste capítulo; aponta que quando se utilizou ponta cônica, sem preaquecimento, foram obtidos resultados maiores nos testes.

Não somente o aporte térmico é importante, mas a distribuição do mesmo ao longo da junta soldada. Alves (2016), que realizou soldagem por atrito de Alumínio 6351T6 e aço inoxidável, e Khan (2011), que realizou soldagem de alumínio ASTM A6061 e aço inoxidável AISI 304, afirmam que a geometria cônica provocou o deslocamento da região de maior temperatura, localizada no raio médio (pino com ponta plana), para a região central (pino de alumínio com ponta cônica). Os autores apontam que esse deslocamento de calor possibilita melhorar a difusão principalmente na região central da solda.

Essa falta de difusão se deve ao fato de na região central ocorrer menor velocidade tangencial e conseqüente menor temperatura. Os autores Khan (2011) e Alves (2016) também apontaram que a ponta cônica melhora a remoção de óxidos das superfícies de contato da região central. Khan (2011) obteve um aumento nos resultados de ensaio de tração aproximadamente de 9% com a utilização de ponta cônica. Alves (2016) obteve um aumento em torno de 10% nos resultados de ensaio à tração.

A soldagem que utilizou ponta cônica de alumínio, sem preaquecimento, apresentou maior homogeneidade na região central, entretanto apresentou maiores descontinuidades nas extremidades, com espessura de 310 nm a 3 mm do centro da amostra (ponto D).



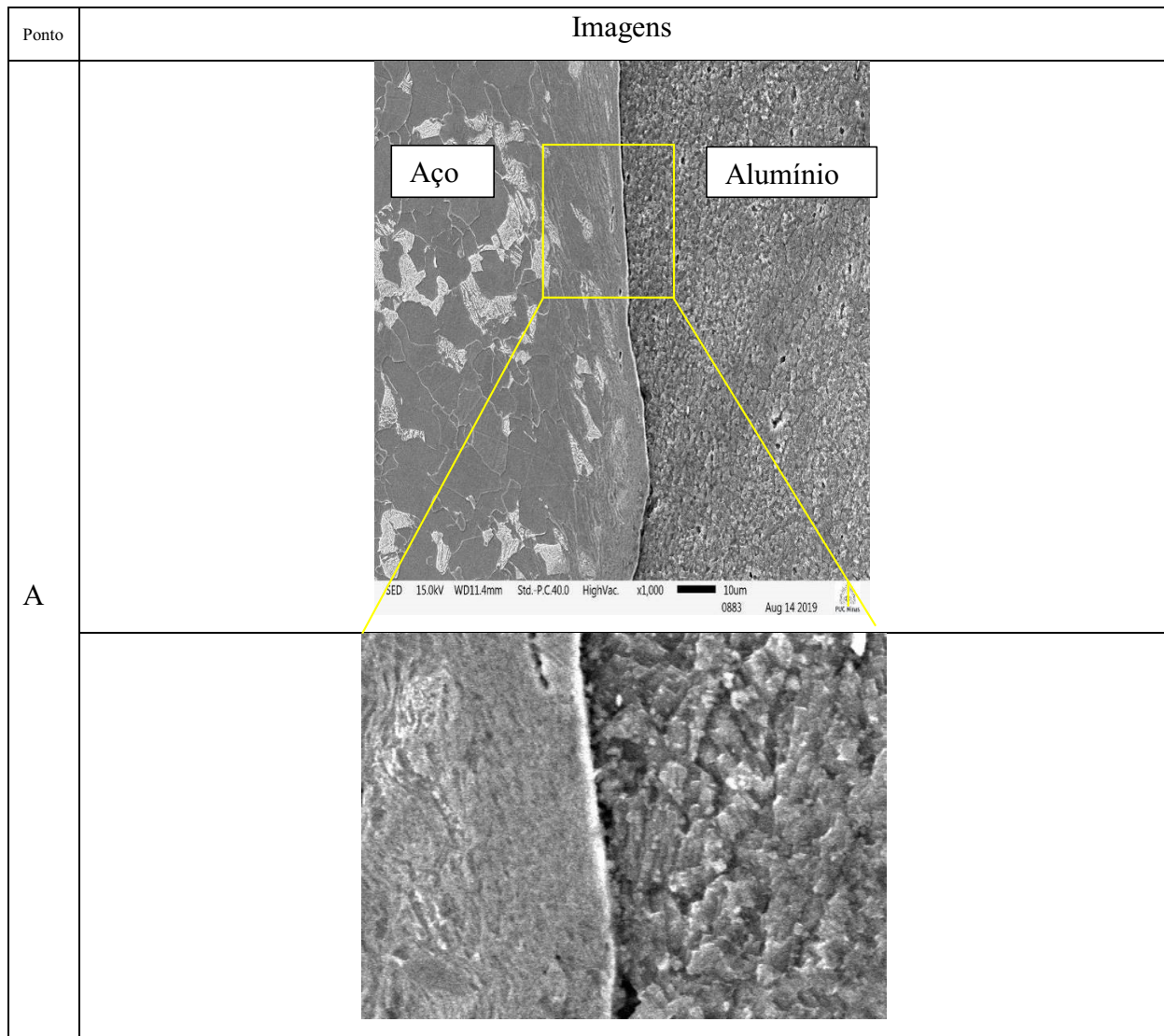


Figura 4.7: MEV t=4s, P=21,3MPa sem preaquecimento e pontas cônicas

A Figura 4.8 apresenta a amostra, na região central, que utilizou preaquecimento a 300°C e também ponta cônica de alumínio durante o processo de soldagem por fricção. Essa amostra apresenta maior extensão da ZTA, caracterizado pela zona de deformação plástica dos grãos, visivelmente no lado do aço, em relação à Figura 4.7, que utilizou pontas cônicas sem preaquecimento e em relação à amostra que utilizou ponta plana e preaquecimento.

A maior extensão da ZTA na região central se deve ao fato de o preaquecimento e também à ponta cônica, proporcionar maior concentração térmica na região central (Ponto A).

Outro aspecto apontado que a Figura 4.12 também apresenta a presença de trincas no aço como resultado da possível nucleação das trincas que acompanham as linhas de deformação dos grãos.

Segundo Reed Hill (1982), a nucleação de trincas pode ocorrer também nos contornos de grãos devido à quebra das ligações atômicas mais fracas nestes locais e à ocorrência de deformação plástica desses grãos. O autor aponta a importância e formação de nucleação de trincas em bandas de escorregamento de planos em processos de fabricação que realizam deformações plásticas. Essas deformações podem produzir vazios intergranulares, que podem propiciar o início da formação de trincas.

Comparado com as outras amostras apresentadas anteriormente, o fenômeno mais significativo ocorrido foi a formação de trincas.

Nessas amostras ocorreram aumento das discontinuidades ao longo da amostra, no centro (ponto A) 681nm, a 1 mm do centro 695nm (Ponto B).

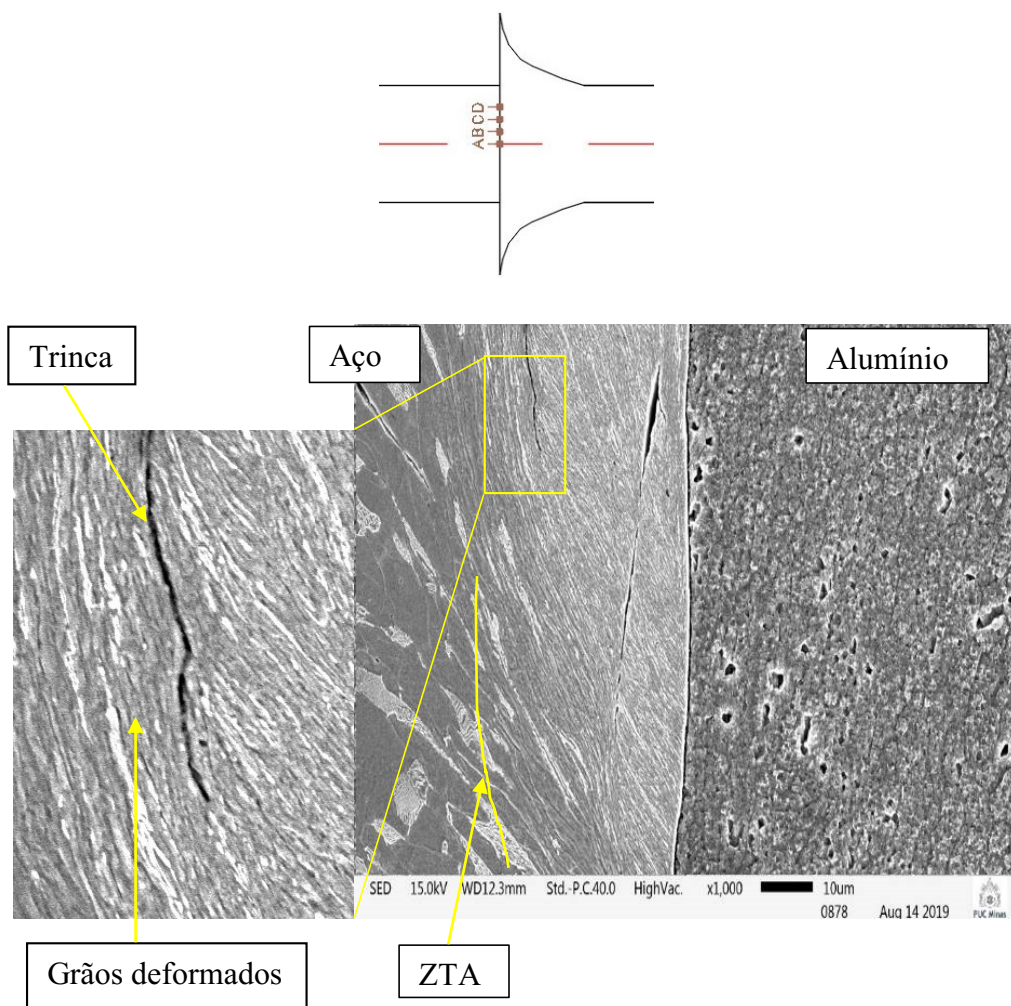
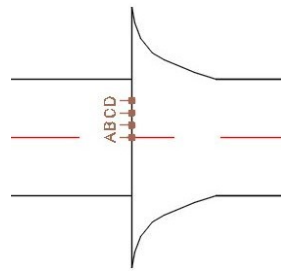


Figura 4.8: MEV Ponto A t-4s, P=21,3 MPa com preaquecimento e ponta cônica

A Figura 4.9 apresenta a amostra que utilizou Pressão de soldagem de 21,3 MPa, tempo de soldagem de 7s, ponta cônica e sem preaquecimento. A imagem da região central (ponto A) da interface da solda ocorreu pequena deformação do aço. Entretanto, a 1 mm (Ponto B) dessa interface central ocorre aumento das descontinuidades e também das deformações, decorrentes do aumento da velocidade tangencial em relação ao centro da amostra.

No lado do alumínio, ocorre aumento, próximo à interface da solda um aumento de cavidades, que também foi detectado por Rombault (2011) e Yilbas e Sahin (2014), que realizaram soldagem de aço e alumínio e afirmaram que essas cavidades são frequentes em soldagem por atrito, quando se utiliza tempos maiores de atrito, ocorre a formação dessas cavidades no lado do alumínio.



Ponto	Imagens
A	<p>Micrografia da interface entre aço e alumínio no ponto A. A imagem é dividida em duas partes: à esquerda, o aço, com uma estrutura cristalina poligonal; à direita, o alumínio, com uma estrutura mais fina e granular. Há uma interface clara entre os dois materiais. No topo da imagem, há duas caixas de texto: 'Aço' sobre a parte esquerda e 'Alumínio' sobre a parte direita. Na base da imagem, há uma barra de escala de 10µm e informações técnicas: SED 10.0kV WD15.0mm Std. P.C.400 HighVac. x1,000 0887 Aug 14 2019 P.C. 400.</p>

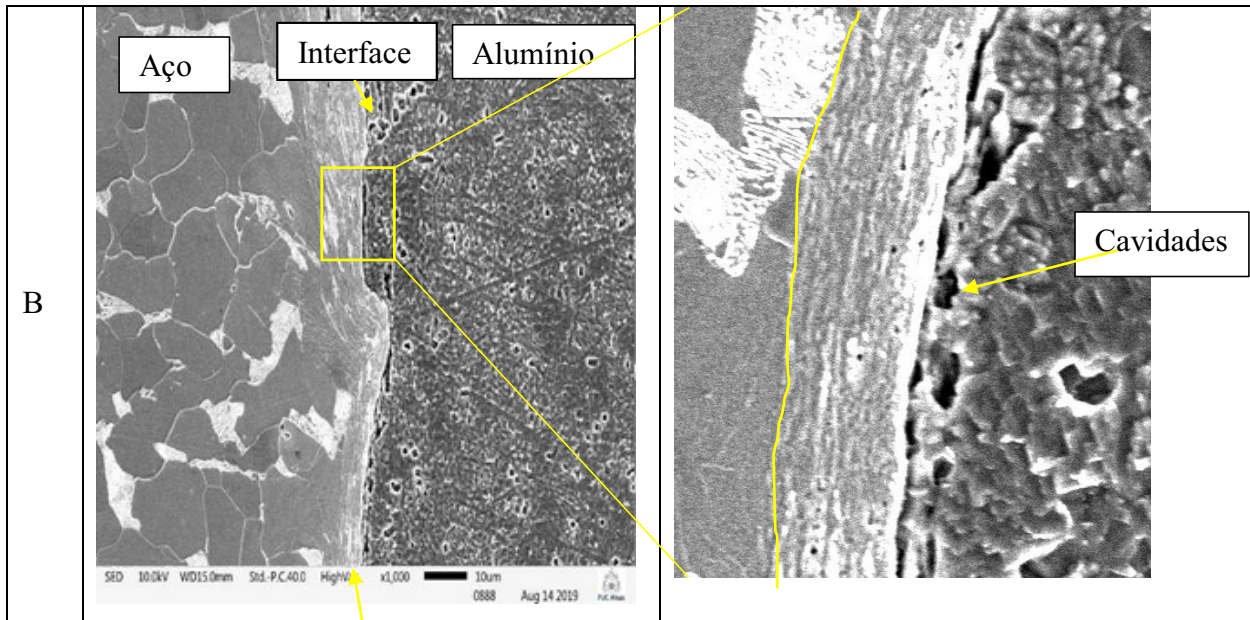


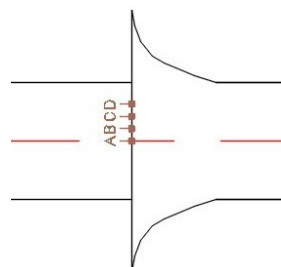
Figura 4.9: MEV $t=7s$, $P=21,3$ MPa sem preaquecimento e ponta cônica. (A) região central e (B) região a 1 mm do centro.

A Figura 4.10 apresenta a amostra que foi submetida a um tempo de fricção de 7s, pressão de soldagem de 21,3 MPa, utilizou-se ponta plana de alumínio e ocorreu preaquecimento do aço. Observa-se de mais relevante a presença de trincas, também como resultado das deformações dos planos cristalinos.

No lado do alumínio, também se verifica a presença de cavidades próximas à interface da solda, similar ao ocorrido na amostra anterior.

Comparando-se com a amostra, apresentada na Figura 4.5, que utilizou mesma pressão e tempo, tendo como diferencial que não houve preaquecimento do aço, o mais significativo também foi a formação de trincas.

A amostra apresentou também descontinuidades nos pontos A(231nm), ponto B(257nm), ponto C(334nm) e ponto D(231nm).



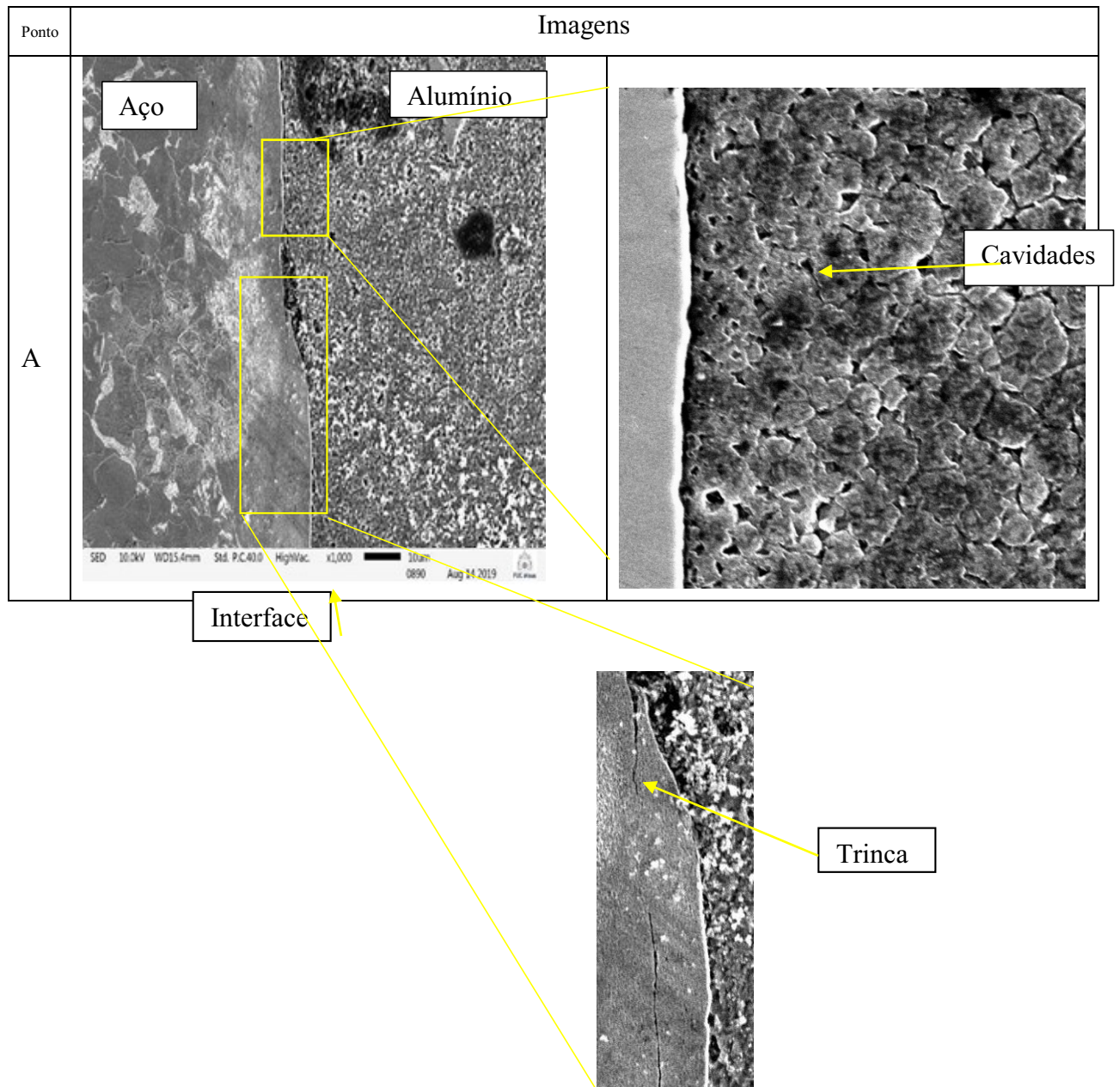


Figura 4.10: Imagem do MEV Ponto A da solda $t=7s$, $P=21,3MPa$ com Preaquecimento e Ponta Plana.

A Figura 4.11 apresenta a região central (ponto A) da amostra que utilizou ponta cônica de alumínio, preaquecimento, 7s de tempo de soldagem e pressão 21,3 MPa. A Figura apresenta descontinuidades ao longo da amostra, com destaque para espessura de descontinuidade no centro de 695nm (ponto A), e a 1mm do centro uma descontinuidade de 1133nm (ponto B) de espessura.

O fenômeno mais relevante comparando-se com a amostra apresentada na Figura 4.8 que utilizou preaquecimento, ponta cônica e 4s de tempo de fricção, foi o aumento da presença de

cavidades próximas à junção da solda, no lado do alumínio, conforme apontado anteriormente, provocado pelo aumento do aporte térmico.

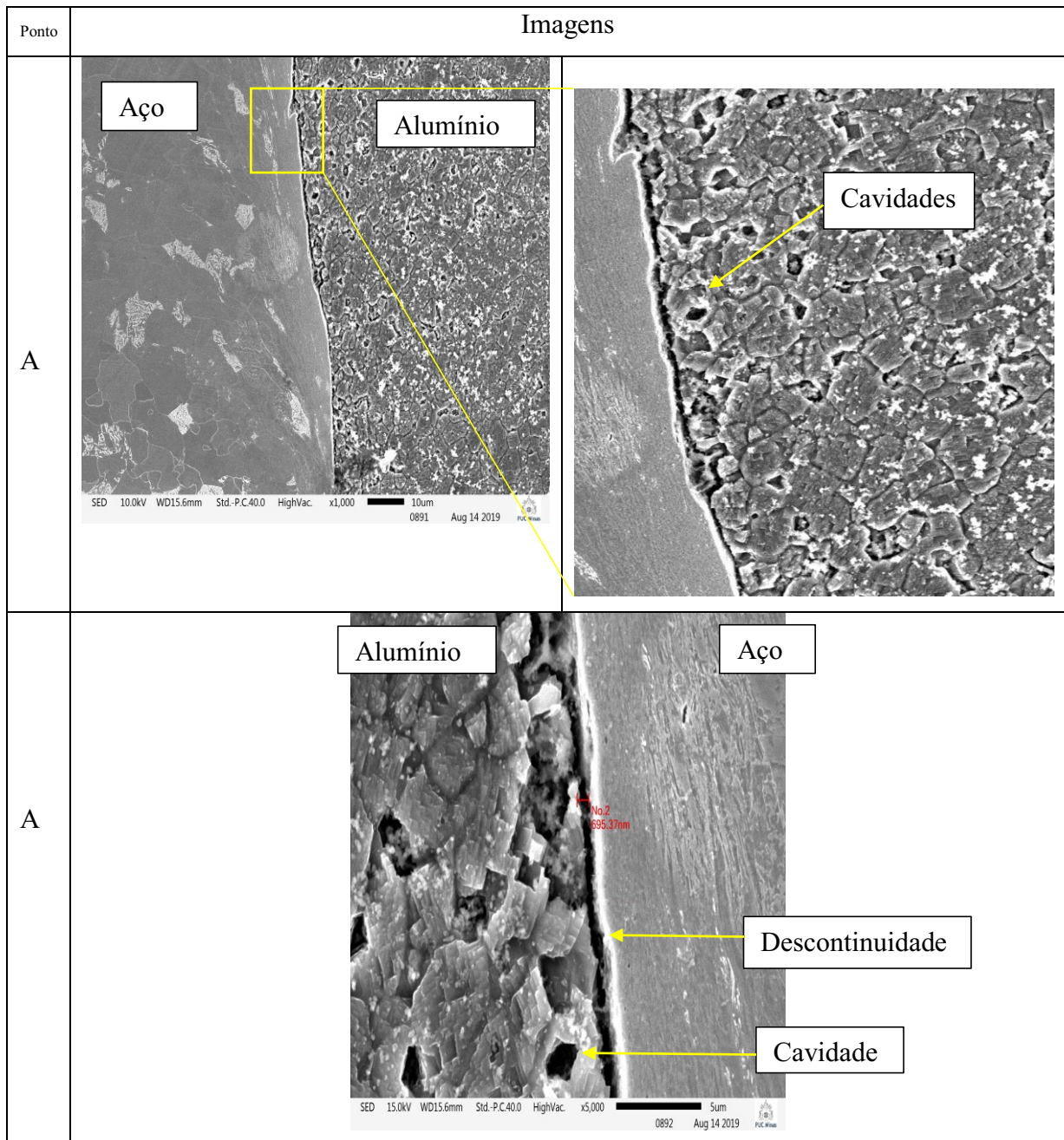
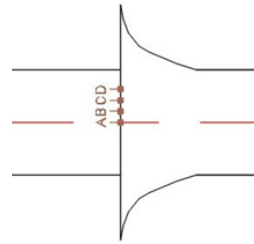


Figura 4.11: MEV Ponto A $t=7s$, $P=21,3$ MPa com preaquecimento e ponta cônica.

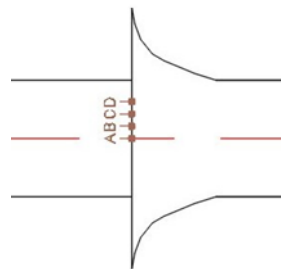
As amostras a seguir utilizaram os mesmos parâmetros anteriores, entretanto com pressão de soldagem maior, ou seja, 37,0 MPa. Observou-se durante a realização das soldas, que ocorria maior vibração durante o processo, em relação ao processo de soldagem com pressão de 21,3 MPa, apesar de algumas medidas serem tomadas como o intertravamento.

A Figura 4.12 apresenta a região central (ponto A) da amostra que utilizou ponta plana de alumínio, sem preaquecimento, 4s de tempo de soldagem e pressão 37,0 MPa.

Verifica-se nas imagens que, com o aumento da pressão de soldagem, ocorreu maior deformação do aço e do alumínio.

Comparando-se com a amostra apresentada na Figura 4.4 que utilizou mesmo tipo de ponta, tempo de 4s, porém pressão menor, a principal diferença é a maior deformação do aço.

O aço se apresenta com início de formação de trinca, também devido à maior deformação dos planos cristalinos. A amostra apresentou também descontinuidades ao longo da amostra. No lado do alumínio não houve maiores alterações.



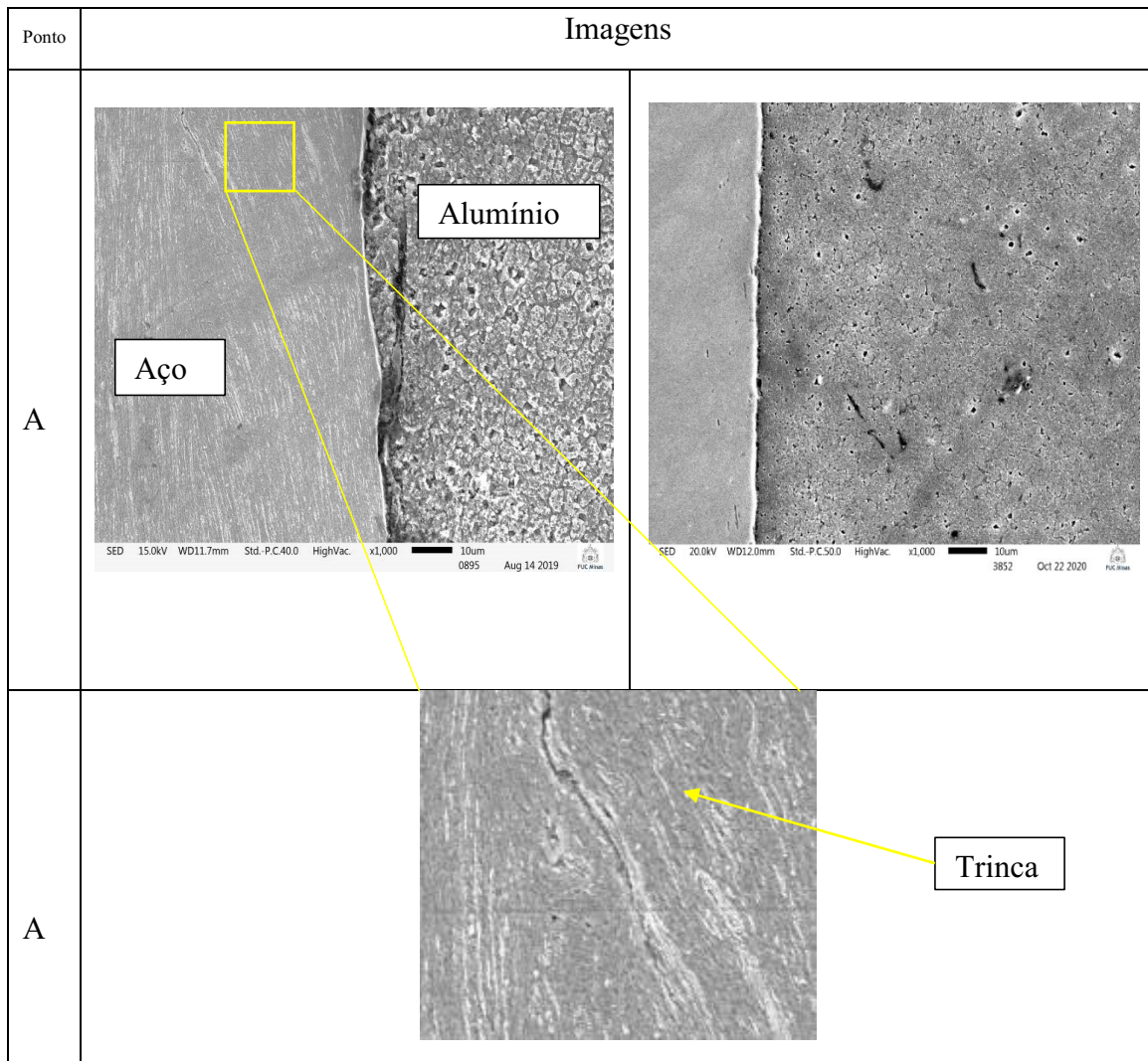


Figura 4.12: MEV Ponto A t=4s, P=37,0 MPa sem preaquecimento e Ponta plana

A Figura 4.13 apresenta a região central (ponto A) da amostra que utilizou ponta cônica de alumínio, sem preaquecimento, 4s de tempo de soldagem e pressão 37,0 MPa. Verifica-se nas imagens, com o aumento da pressão de soldagem, maior deformação do aço e também do alumínio.

A partir de 1mm da região central (ponto B), e principalmente a partir de 2mm (ponto C), assim como apresentado na Figura 4.7, que também utilizou ponta cônica, foi observado aumento das espessuras das descontinuidades, a partir de 2 mm da região central.

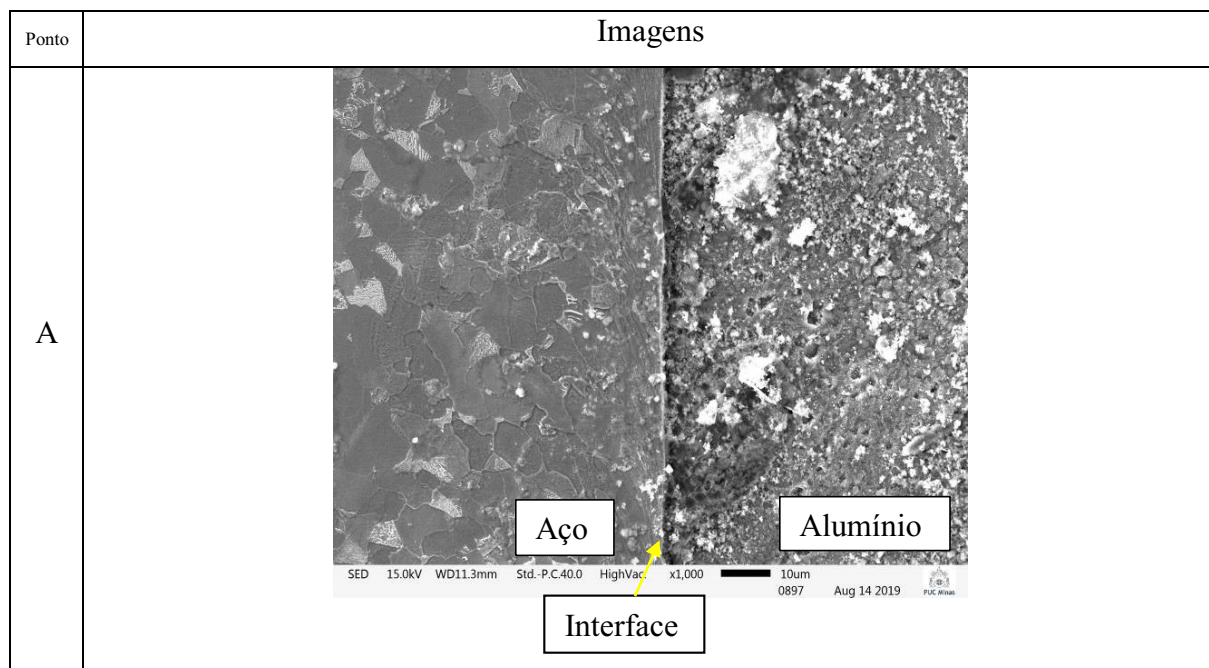
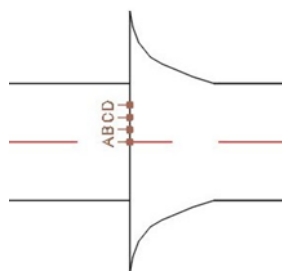


Figura 4.13: MEV Ponto A T=4s, P=37,0 MPa, sem preaquecimento e ponta cônica

A Figura 4.14 apresenta a região central da amostra (ponto A) que utilizou ponta plana de alumínio, com preaquecimento, 4s de tempo de soldagem e pressão 37,0 MPa. Verifica-se, no lado do aço, a presença de extensas trincas, resultantes da possível deformação dos planos cristalinos.

Com o preaquecimento, facilitou-se a deformação do aço e, conseqüentemente, o deslocamento dos planos cristalinos. Comparando-se com a amostra apresentada na Figura 4.6, o mais notável foi que a deformação do aço aumentou, com o aumento da pressão de soldagem. No ponto C, foi observado, como anteriormente, a presença de cavidades próximo à interface da solda e também a presença de trinca.

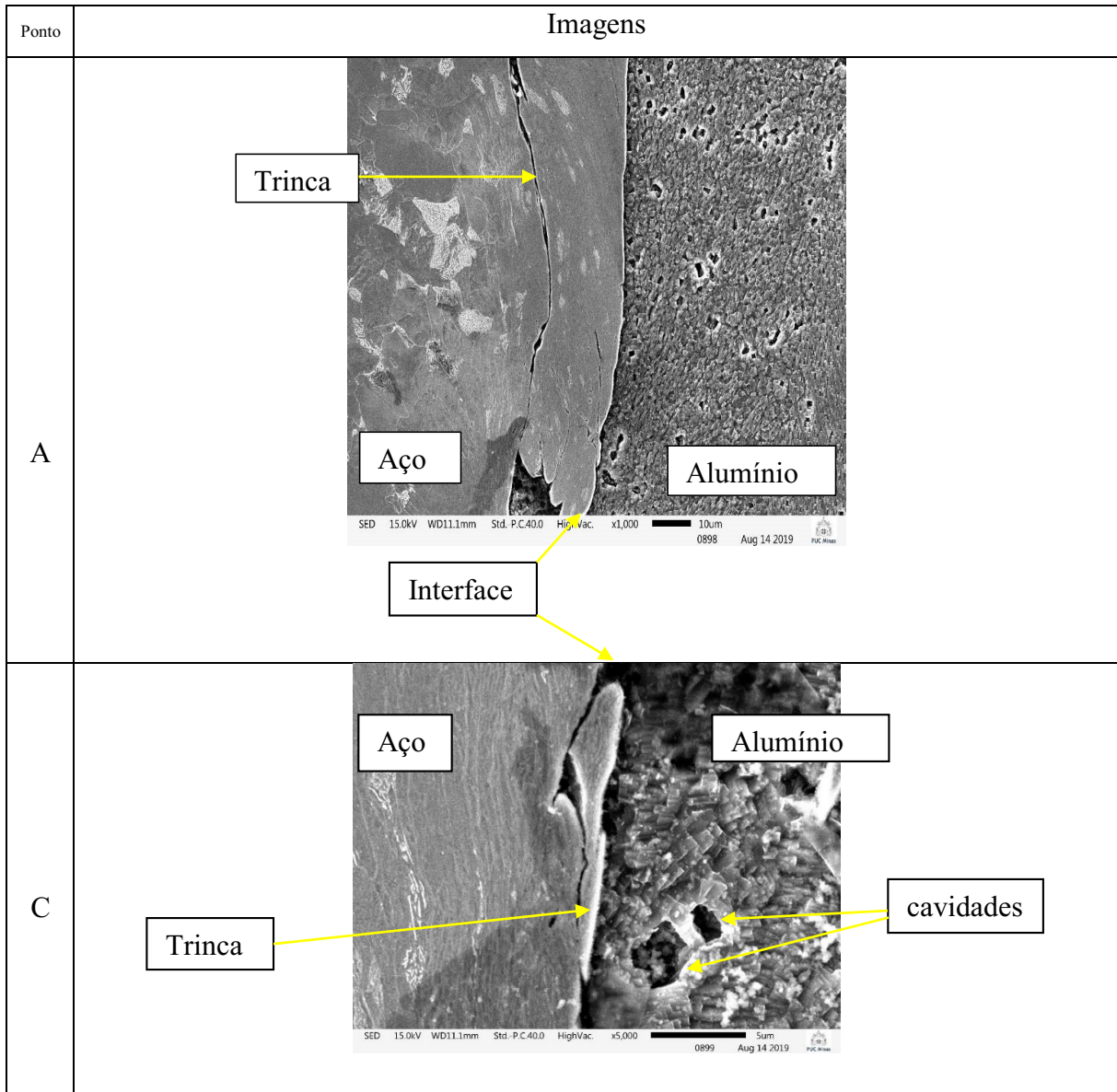
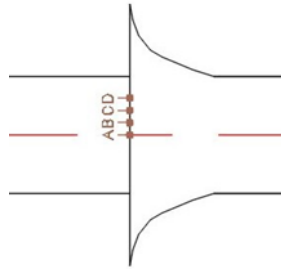
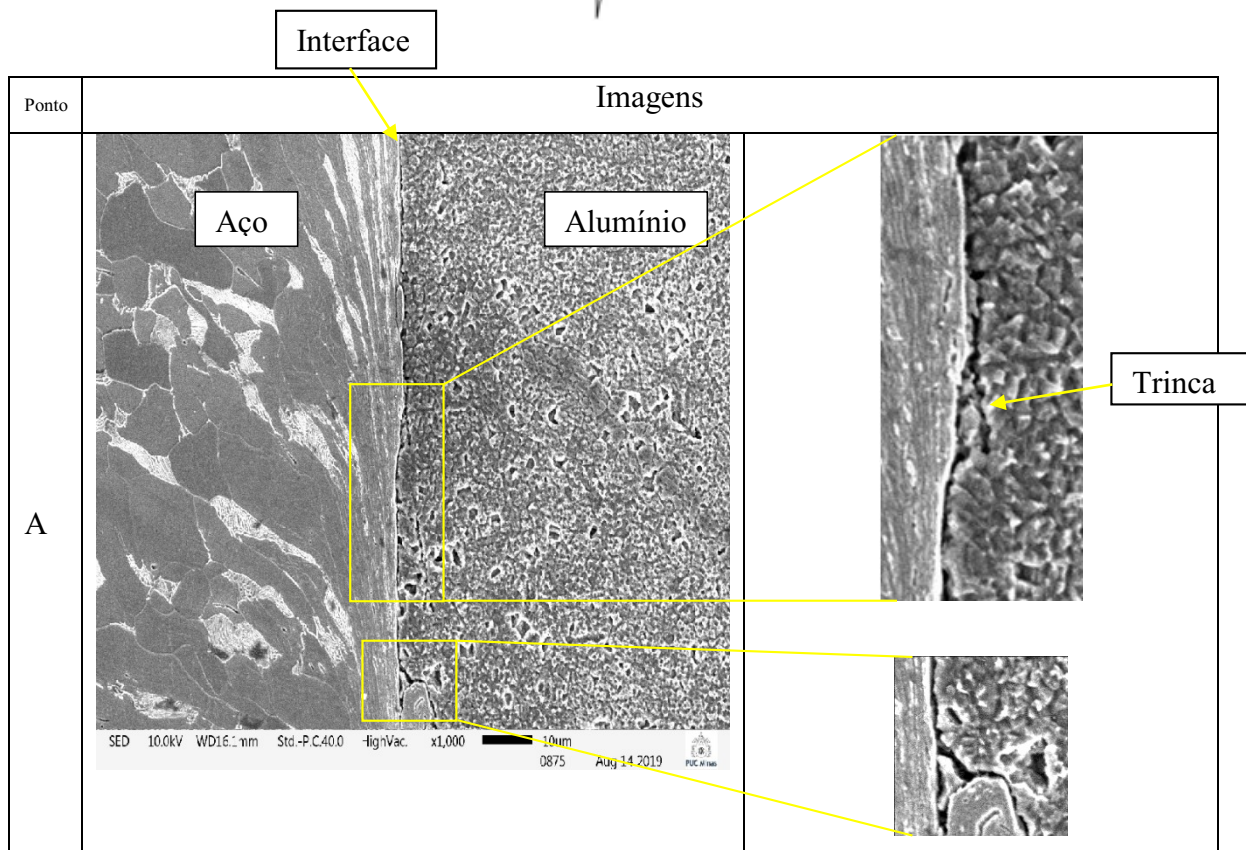
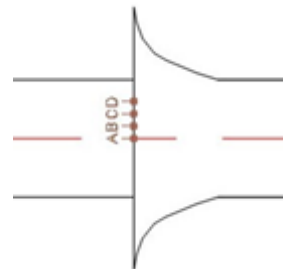


Figura 4.14: MEV Ponto A e Ponto C, $t=4s$, $P=37,0$ MPa, com preaquecimento e ponta plana

Utilizando-se ponta cônica e preaquecimento, aumentando a pressão de soldagem $P=37,0$ MPa, foram obtidas estruturas com aumento de descontinuidades e também a ocorrência de trincas resultantes das deformações granulares do alumínio e também do aço, ao longo da amostra conforme apresentado na Figura 4.15.

Comparando-se com a amostra apresentada na Figura 4.8 que utilizou os mesmos parâmetros, exceto a pressão de soldagem, que neste caso foi maior, pode-se afirmar que ocorreram formações de trincas tanto no alumínio quanto no aço, e as trincas ocorreram também no ponto C da amostra.



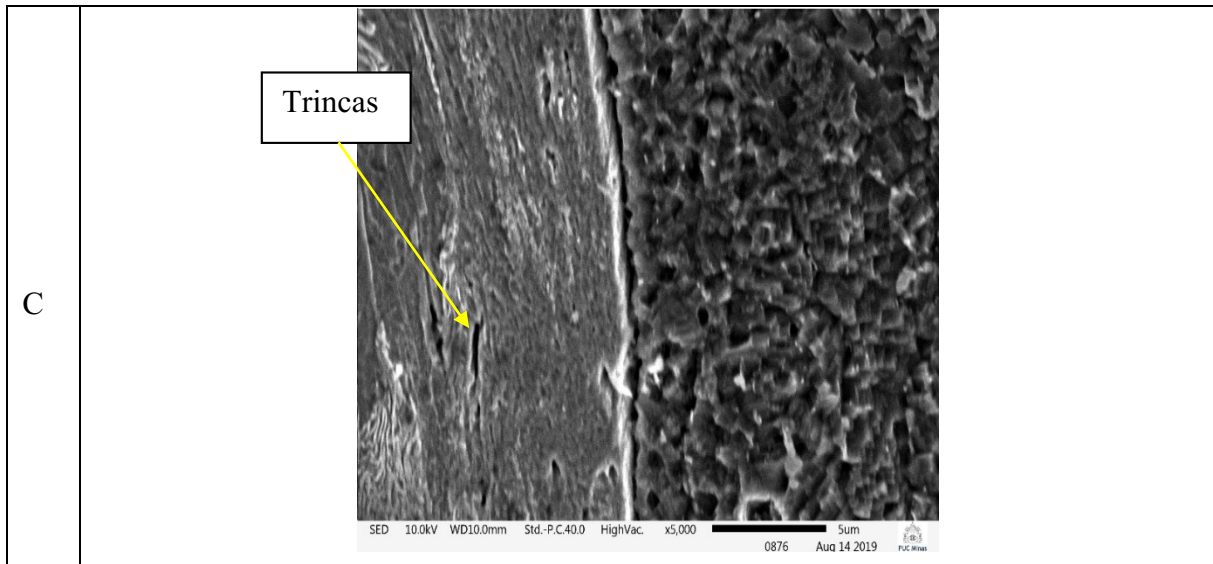


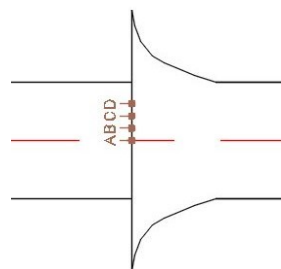
Figura 4.15: MEV t-4s, P=37,0 MPa, com preaquecimento e ponta cônica

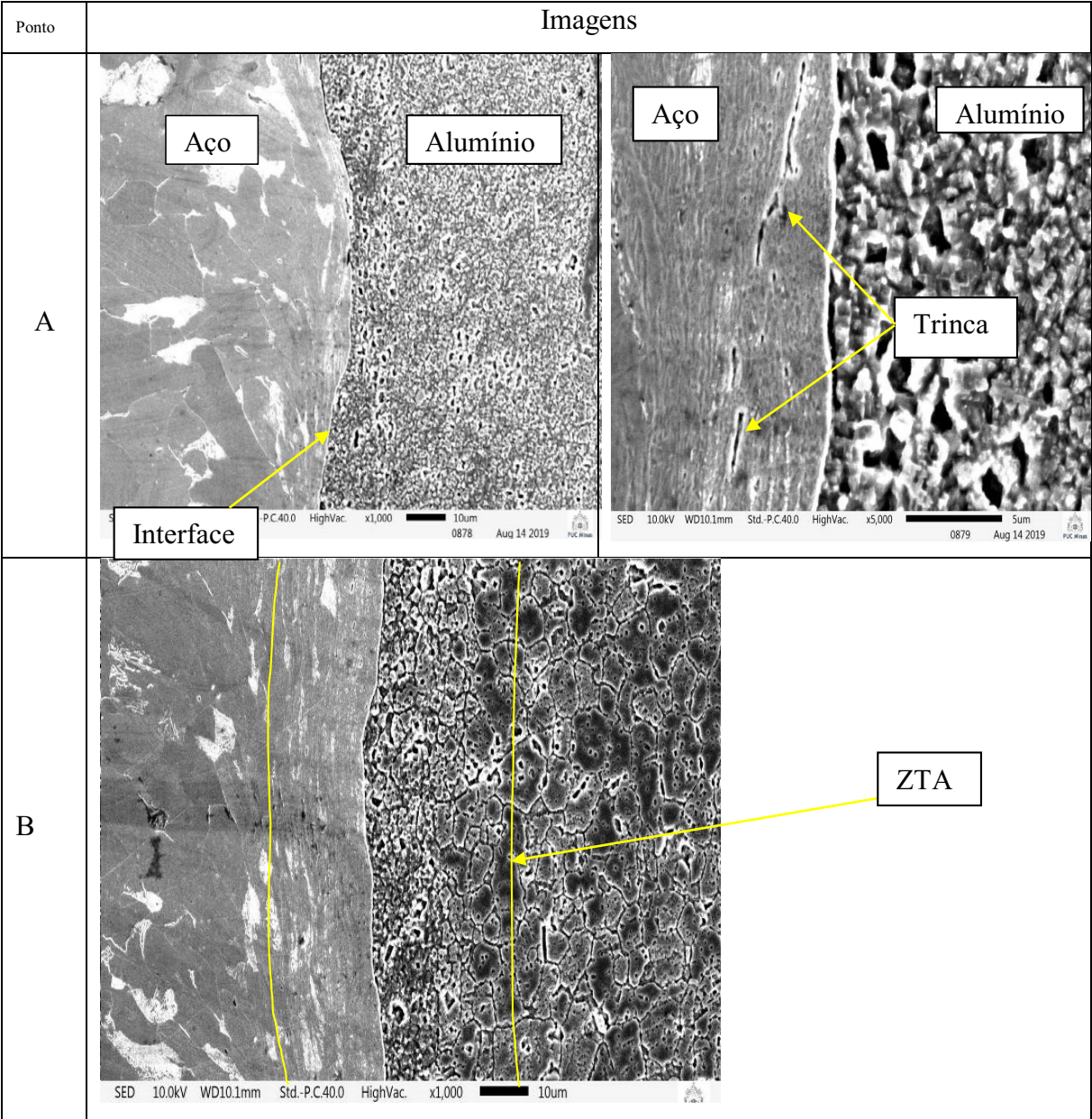
A Figura 4.16 apresenta amostra que foi submetida a uma pressão de 37,0 MPa, tempo de soldagem de 7s e sem preaquecimento, utilizando-se de pontas planas.

Observa-se grande deformação do aço e do alumínio, com respectiva diminuição granular dos dois materiais. Apesar da presença de trincas apresentadas no ponto A, há uma diminuição das discontinuidades ao longo da amostra.

No ponto B, é possível visualizar claramente a ZTA no alumínio e no aço, grãos deformados em ambos os lados

Comparando-se com a amostra similar que utilizou tempo de 7s, ponta plana, pressão de 21,3 MPa e sem preaquecimento, apresentada na Figura 4.5, também houve formação de trincas e aumento da ZTA no lado do alumínio (ponto D).





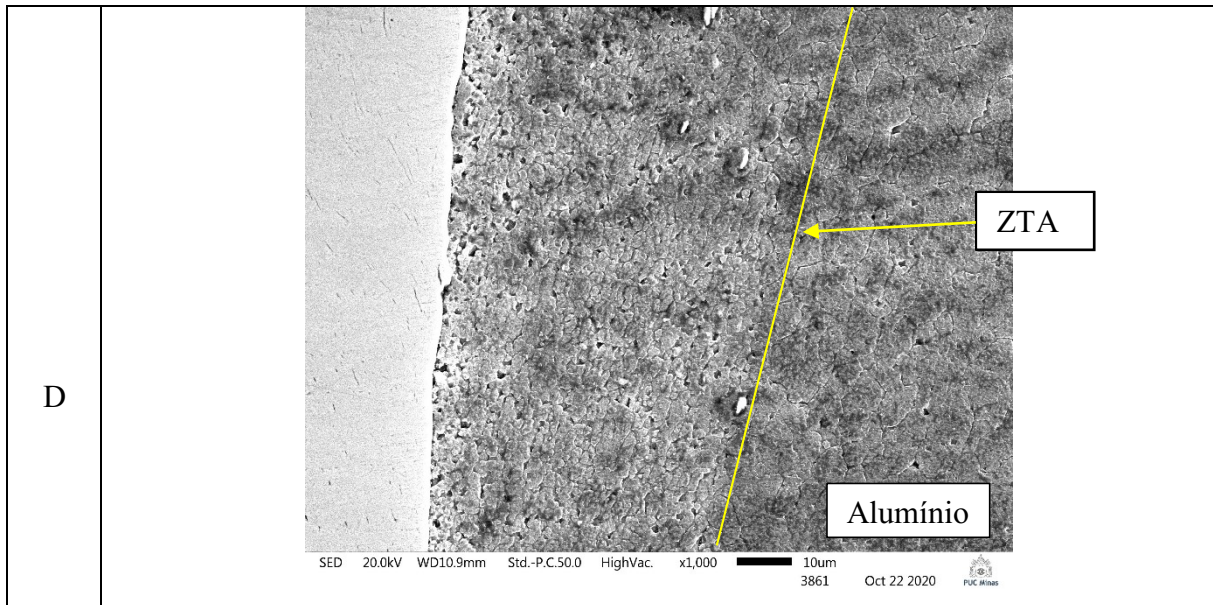
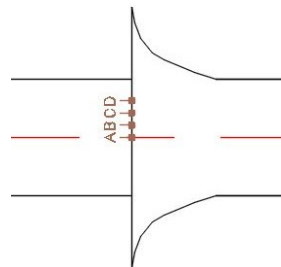


Figura 4.16: MEV, $t=7s$, $P=37,0$ MPa sem preaquecimento e ponta plana

A Figura 4.17 apresenta a amostra que utilizou Pressão de soldagem de 37,0 MPa, tempo de soldagem de 7s, ponta cônica e sem preaquecimento. Na imagem da região central (ponto A) da interface da solda ocorreu pequena deformação do aço.

É possível observar também uma estrutura granular do alumínio reduzida, resultado do calor e deformação na região próxima à junta soldada.



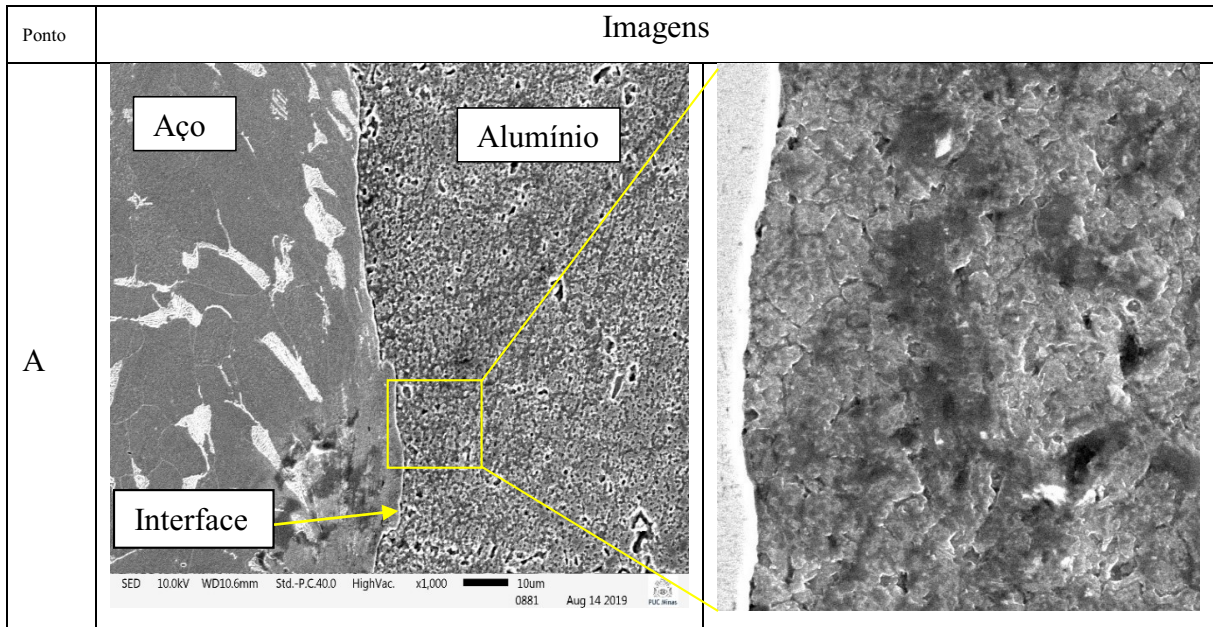
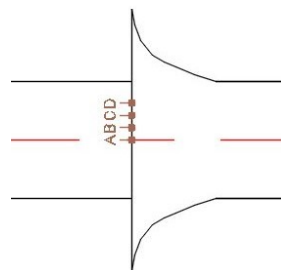


Figura 4.17: MEV t=7s, P=37,0 MPa sem preaquecimento e ponta cônica

A amostra que utilizou tempo de soldagem de 7s, pressão de soldagem de 37,0 MPa, com preaquecimento e ponta plana está apresentada na Figura 4.18. Observa-se no lado do alumínio e do aço, a deformação granular acentuada, aumento de descontinuidades na região central, além de cavidades próximas à junta da interface alumínio-aço.

Comparando-se com a amostra que utilizou a mesma pressão e tempo menor de soldagem, a mesma se apresentou também com grande deformação granular e aumento das descontinuidades.



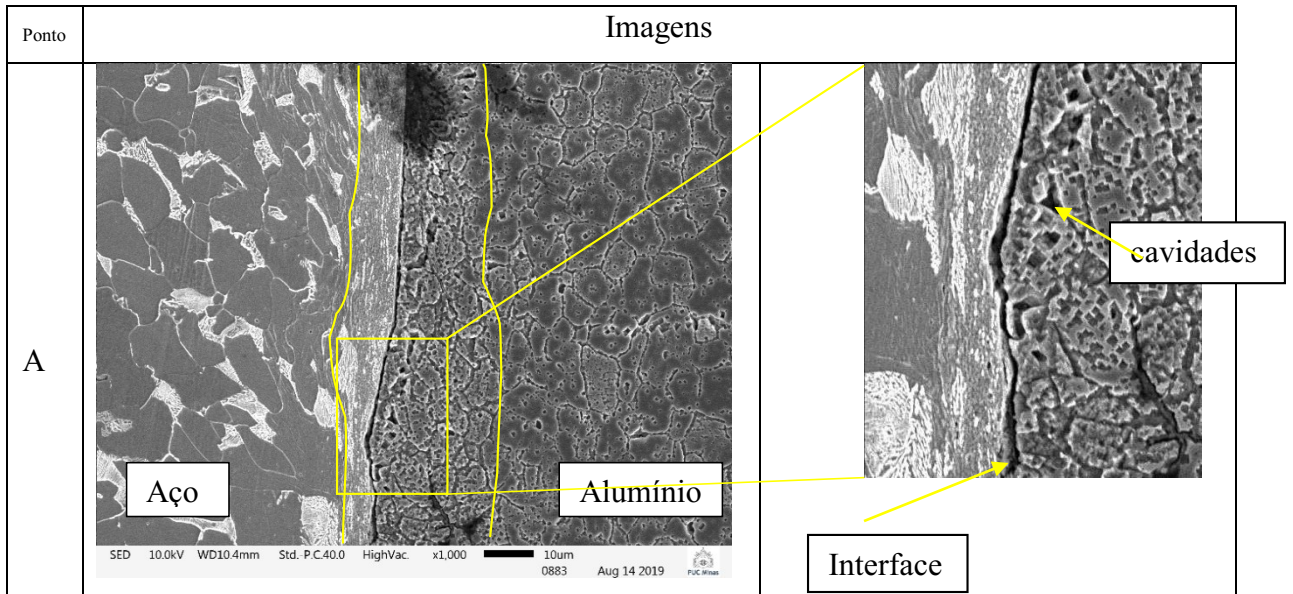
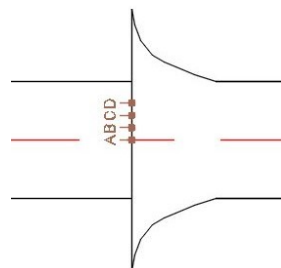


Figura 4.18: MEV, $t=7s$, $P=37,0$ MPa preaquecimento e ponta plana

A Figura 4.19 apresenta a amostra visualizada no Microscópio Eletrônico de Varredura, que utilizou pressão de soldagem de 37,00 MPa, tempo de soldagem de 7s e preaquecimento a 300°C. Assim como nas amostras anteriores que utilizaram ponta cônica e preaquecimento, ocorreu a formação de descontinuidades, presença de trincas ao longo da amostra, além de diminuição do tamanho dos grãos da liga de aço e de alumínio.

A amostra apresenta também a presença de cavidades, citadas anteriormente, próximas às juntas soldadas, isso se deve ao maior aporte térmico ocorrido, seja devido ao preaquecimento, ou ao de tempo de soldagem maior. As descontinuidades se apresentam ao longo da amostra e na região central e foram medidas, obtendo espessuras de 412,88nm(A) e 780nm (PontoB).



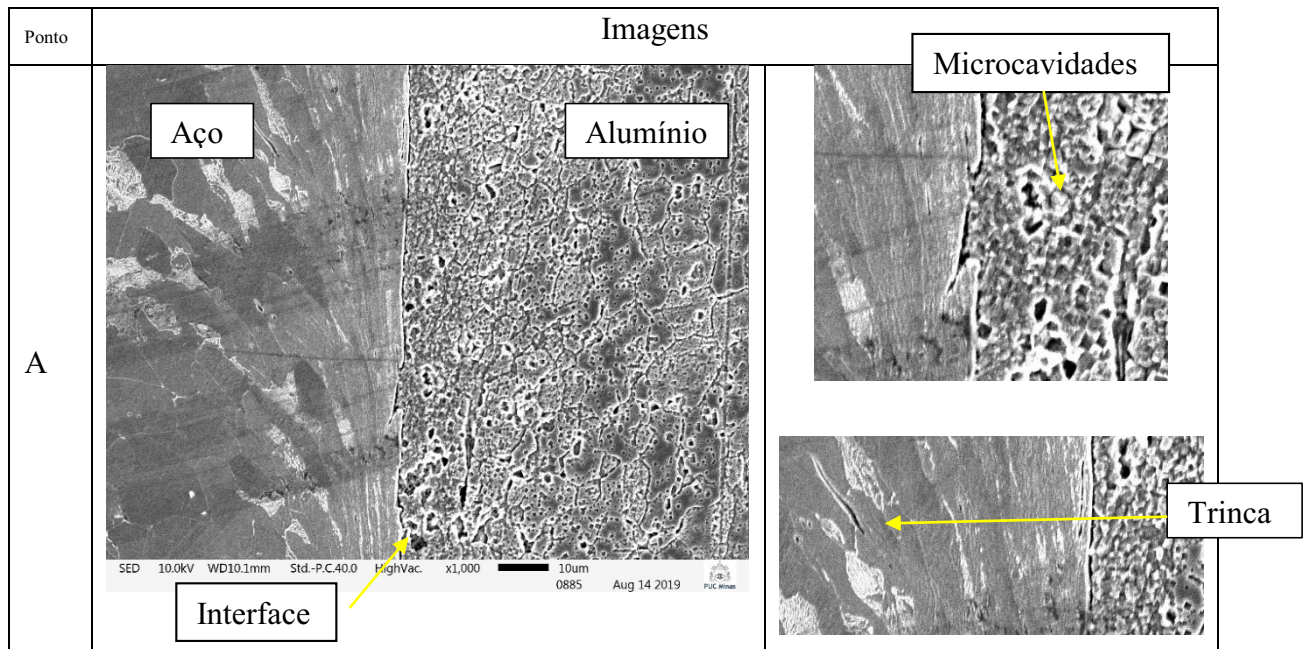


Figura 4.19: MEV, $t=7s$, $P=37,0$ MPa, com preaquecimento e ponta cônica

Comparando-se as amostras analisadas, elas apresentaram de um modo geral a maior ocorrência de discontinuidades nas amostras que foram preaquecidas e, principalmente, que utilizaram também pontas cônicas. Segundo Rombault (2011), o aumento do aporte térmico, associado às diferenças de coeficiente de dilatação dos dois materiais podem provocar aumento de discontinuidades.

Nas amostras, no lado do alumínio, que foram submetidas a um aporte térmico maior, ou seja, tempo de soldagem maior e/ou preaquecimento, verificou-se um aumento da formação de cavidades na junção da solda.

O aumento da temperatura nas amostras preaquecidas promoveu intensa deformação plástica e elevadas taxas de deformação, provocando também a formação de trincas no aço, causadas pelo mesmo fenômeno de deslizamento dos planos cristalinos. A associação de ponta cônica de alumínio e preaquecimento do aço intensificou ainda mais a deformação do aço.

O tópico a seguir apresenta os resultados de espessura da camada intermetálica e da possível presença de compostos intermetálicos.

4.5 Espessura de Camada Intermetálica

A camada intermetálica possui uma importância na qualidade da junta soldada. A ausência de camada ou formação insuficiente podem promover fragilização da solda, em decorrência da transição abrupta entre alumínio e aço. Essa camada é resultado da combinação de pressão e calor, que promove a difusão do Al e Fe. Entretanto, ela pode conter compostos intermetálicos frágeis que, dependendo do tipo de composto formado, poderá ter um papel significativo nos resultados mecânicos das juntas soldadas. Compostos com muito alumínio (Al) se caracterizam por serem mais frágeis. Porém, compostos com teores maiores de ferro apresentam resistência à tração maior e são mais dúcteis (BOZZI *et al*, 2010).

Foram feitas medições das camadas intermetálicas obtidas nas juntas soldadas. Essas medições ocorreram na região central (ponto A) e três medições a cada 1mm em relação ao centro, conforme apresentado na Figura 3.9.

As Figuras 4.20, 4.21, 4.22 e 4.23 apresentam o perfil de espessuras das camadas intermetálicas formadas no processo.

É interessante observar também que não somente o preaquecimento pode favorecer a formação de compostos intermetálicos, mas também o tempo de atrito. Tanto o aumento do tempo de atrito, como o preaquecimento aumentam o aporte térmico que é um fator que favorece a difusão e a formação de compostos intermetálicos (Yamamoto,2007) e Kimura *et al* (2016). O mecanismo de formação dos compostos intermetálicos foi apresentado na revisão bibliográfica, no item 2.2.

A Figura 4.20 apresenta gráfico com a distribuição das espessuras das camadas intermetálicas nas junções soldadas com pontas cônicas 60° e com tempo de soldagem de 4s. Observa-se que na região central da solda, as espessuras obtidas para pontas cônicas e preaquecidas foram maiores na região central. Isso se deve ao fato de que, conforme apontado por Alves (2016), a ponta cônica gera maior calor na região central da amostra. Segundo Bozzi *et al* (2010), o crescimento das camadas intermetálicas depende também do estado de deformação do material, das forças mecânicas utilizadas no processo, pois defeitos, contornos de grãos, discordâncias geradas durante a deformação favorecem a difusão e crescimento das camadas. Utilizando-se o preaquecimento, além do aporte térmico, facilita a deformação dos materiais que estão sendo unidos.

As amostras sem preaquecimento de pontas cônicas, além das espessuras menores, possuem uma distribuição da camada intermetálica mais homogênea ao longo da junta soldada.

A pressão de soldagem maior favorece o aumento do gradiente térmico na interface da solda. Favorecendo a formação e crescimento de camada intermetálica.

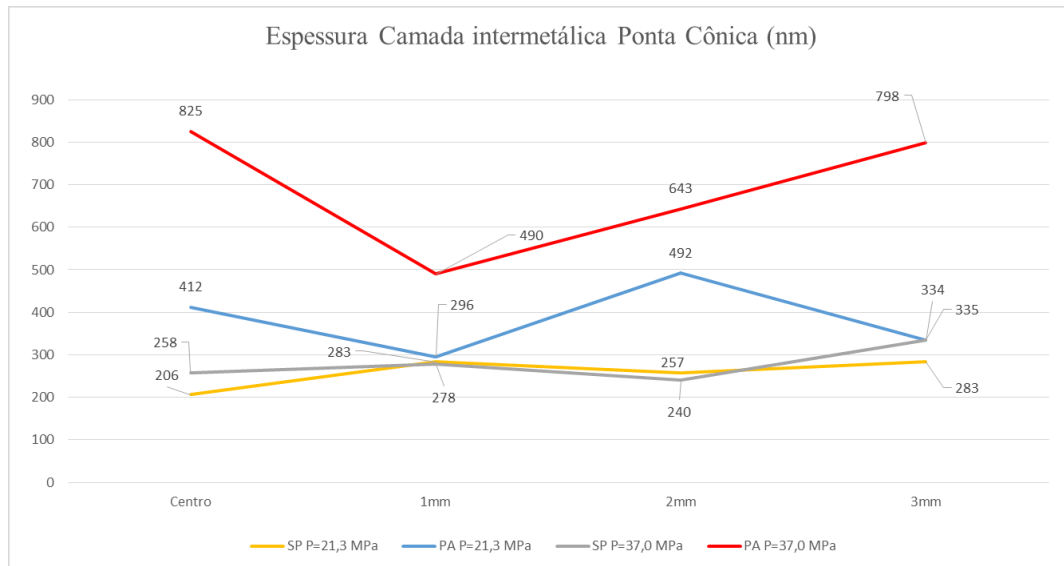


Figura 4.20: Distribuição das espessuras das camadas intermetálicas pontas cônica 60° tempo 4s.

Legenda: PA: Preaquecimento; SP: Sem preaquecimento; P: Pressão de soldagem

A distribuição das camadas intermetálicas geradas nas soldas que utilizaram pontas planas, com tempo de soldagem de 4s, é apresentada na Figura 4.21. Verifica-se que a 2 mm do centro que ocorreu maior concentração da camada intermetálica. Isso se deve ao fato de a região periférica estar submetida a uma velocidade maior e, conseqüentemente, maior quantidade de calor que na região central. A espessura da camada intermetálica diminui a 3 mm do centro devido ao fato da proximidade com a extremidade onde o calor se dissipa com maior facilidade.

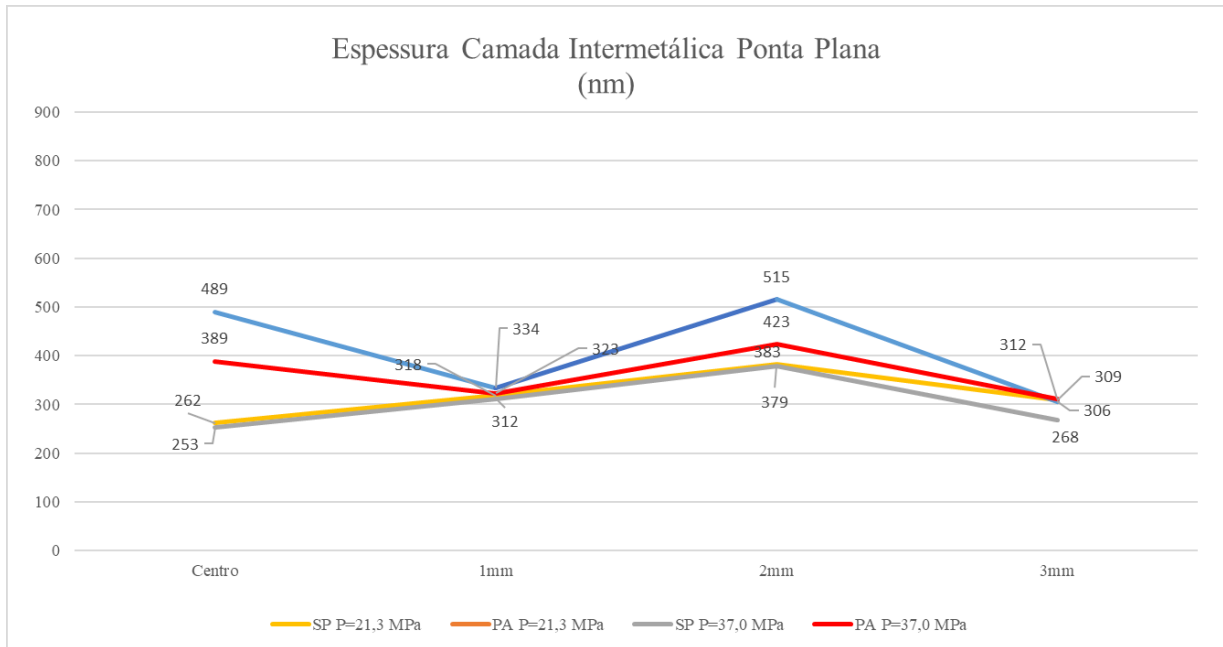


Figura 4.21: Distribuição das espessuras de camadas intermetálicas pontas planas $t=4s$.

Legenda: PA: Preaquecimento; SP: Sem preaquecimento; P: Pressão de soldagem

Para espessuras das camadas intermetálicas, para tempo de soldagem de 7s, apresentado na Figura 4.22, observa-se uma espessura maior na região central, e também a 3mm da região central. A possibilidade é que devido ao fato de a ponta cônica exercer sua função de concentrar calor na região central, por determinado tempo, depois a ponta cônica de alumínio é deformada e a ponta que era cônica se torna plana, exercendo os mesmos efeitos de uma ponta plana. Ou seja, a utilização de ponta cônica indica perder seus efeitos benéficos, quando o tempo de soldagem é grande e quando ocorre também o preaquecimento.

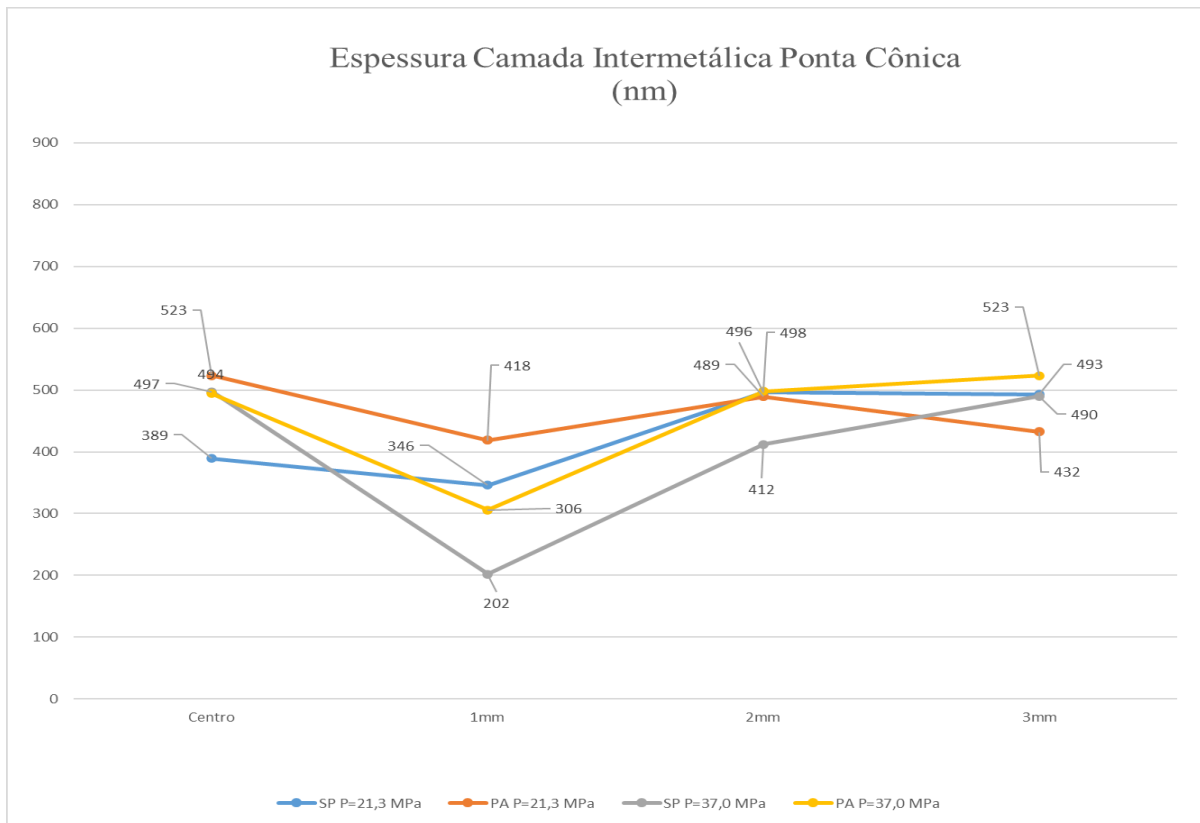


Figura 4.22: Distribuição das espessuras de camadas intermetálicas, pontas cônicas para $t=7s$

Legenda: PA: Preaquecimento; SP: Sem preaquecimento; P: Pressão de soldagem

A Figura 4.23 apresenta o perfil de espessura das camadas intermetálicas, para pontas planas e tempo de soldagem de 7s é semelhante ao perfil de espessuras com o de pontas cônicas, sendo que amostras preaquecidas também obtiveram espessuras maiores na região central, e tendo na região periférica maiores espessuras. A justificativa disso, já afirmado anteriormente, em que a rotação da periferia é maior e, conseqüentemente, maior temperatura e aumento da difusão e da camada intermetálica.

Quanto ao crescimento da espessura da camada intermetálica, confirmou que Liu *et al* (2014) apontaram, ou seja, que pontos com velocidades maiores resultam em temperatura maior, intensa deformação plástica, elevadas taxas de deformação, favorecendo a difusão e o aumento da camada intermetálica.

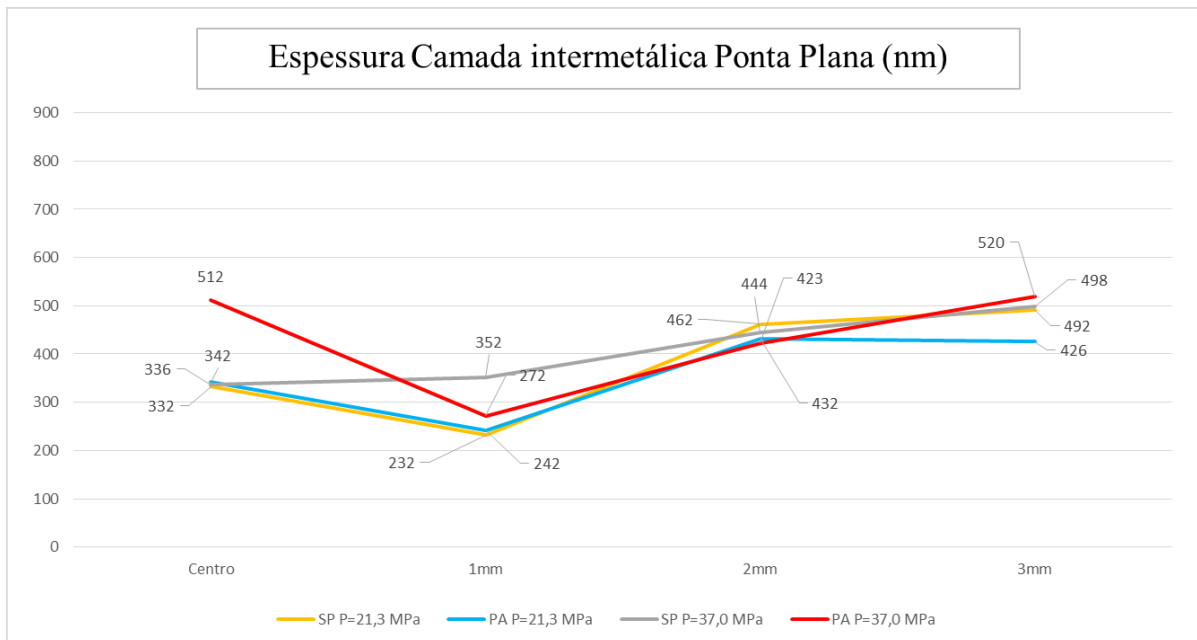


Figura 4.23: Distribuição das espessuras das camadas intermetálicas, pontas planas $t=7s$

Legenda: PA: Preaquecimento; SP: Sem preaquecimento; P: Pressão de soldagem

Verifica-se, de um modo geral, que nas amostras preaquecidas, ocorreu aumento das espessuras das camadas intermetálicas ao longo da junta soldada, logicamente devido ao maior aporte térmico durante o processo, favorecendo a difusão e crescimento dessas camadas.

4.6 Identificação das Camadas intermetálicas das interfaces das soldas por EDS E DRX

As avaliações das composições químicas da interface das soldas foram feitas por EDS nos mesmos pontos de medição das espessuras.

Uma fina camada intermetálica cresceu na interface da solda, como resultado da difusão entre alumínio e o ferro, mais especificamente do Ferro para o alumínio, como apresentado na Figura 4.24. A camada intermetálica está presente ao longo de todas as amostras e de maneira muito similar e através do EDS, foi possível identificar a composição química.

Chen e Kovacevic (2004), Karfoul *et al* (2007) e Kobayashi *et al* (2002) apontaram que na cinética de difusão pode provocar a formação de Compostos intermetálicos, ou mesmo uma camada intermetálica, também considerada de região supersaturada de Fe e Al, ocorrem mesmo

quando há grandes diferenças de difusividade entre os elementos, como é o caso do sistema Al-Fe. A difusividade do Ferro para o alumínio é maior que o oposto.

Chen e Kovacevic (2004), além de afirmar que o enriquecimento por difusão do Fe é favorecido inicialmente no lado do alumínio, também foram capazes de estabelecer como condições de difusão limitada - baixo tempo e temperatura. Com o aumento do tempo ou da temperatura, favorecidos pela deformação plástica, são formadas partículas de compostos intermetálicos, normalmente de FeAl_3 no lado do alumínio e de Fe_2Al_5 no lado do aço.

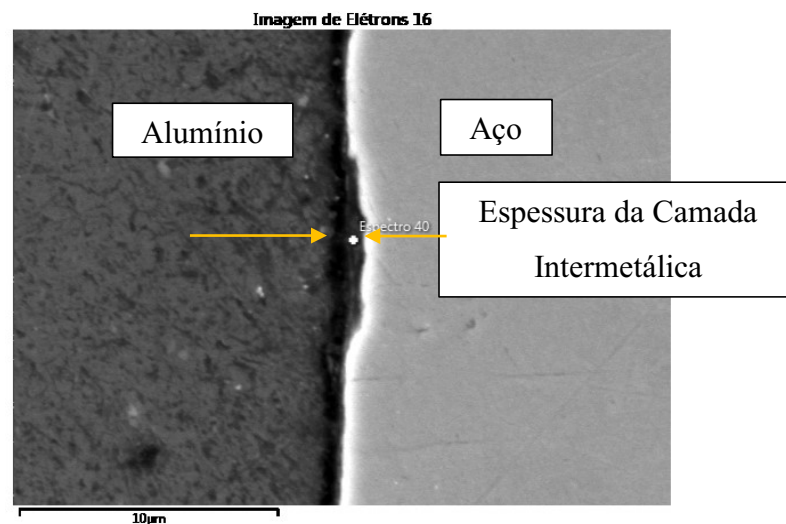


Figura 4.24:Camada Intermetálica

Na soldagem de materiais dissimilares, sabe-se da complexidade da união do Alumínio e do aço devido a possíveis fases que podem ser formadas na região interfacial, algumas dessas fases podem ser frágeis, comprometendo o desempenho mecânico da junta. Sendo portanto necessária a identificação das fases presentes nas juntas soldadas.

Para identificar as possíveis fases formadas foram feitas análises químicas através da técnica semiquantitativa EDS, de todas as amostras na região central, na região de interface da junta soldada.

A Tabela 4.1 apresenta os resultados obtidos nas amostras sem preaquecimento, e a Tabela 4.2 apresenta os resultados das amostras preaquecidas. Todas com seus respectivos parâmetros de

soldagem, Pressão de Soldagem, Tempo de Soldagem utilizados, bem como qual tipo de ponta utilizada para o Alumínio.

Verifica-se que pelos resultados apresentados, que para amostras onde o aço não foi preaquecido, o teor de Fe ficou entre 65 e 75% e o Alumínio 20 e 28,9%, sugerindo que a interface seja formada principalmente pelo composto FeAl. A composição química sugere uma possível formação de compostos intermetálicos na interface de solda, que foi confirmada pela análise por Difração de Raio X.

Tabela 4.1: Composição Química EDS amostras sem preaquecimento.

Tipo Ponta	Tempo Soldagem(S)	Pressão de soldagem(MPa)	Fe	Al	Mg	Mn	O	Si
Plana	4	21,3	70,1	26,1	0,1	1,2	-	0,3
Cônica	4	21,3	72,2	20,1	-	1,1	0,9	0,4
Plana	7	21,3	70,1	24,6	0,1	1,2	-	0,2
Cônica	7	21,3	73,5	21,1	0,1	1,3	-	0,2
Plana	4	37,0	72,1	20,5	-	1,2	-	0,2
Cônica	4	37,0	70,1	20,3	0,4	0,8	0,3	0,8
Plana	7	37,0	67,1	23,1	0,2	1,2	-	0,3
Cônica	7	37,0	70,5	25,3	0,2	1,3	-	0,4

Nos resultados de composição química por EDS de amostras que foram soldadas, onde o aço foi preaquecido, percebeu-se que houve alteração da composição química da junta soldada.

Observou-se que nas amostras preaquecidas e pontas cônicas houve uma redução do percentual de Fe na interface, e conseqüente aumento do percentual de alumínio. Aparentemente a estrutura provável apresentada é também o FeAl.

Tabela 4.2: Composição Química EDS amostras com preaquecimento.

Ponta Al	Tempo Soldagem(S)	Pressão de soldagem(MPa)	Fe	Al	Mg	Mn	O	Si
Plana	4	21,3	71,1	25,8	0,5	1,2	1,3	0,7
Cônica	4	21,3	68,2	27,3	0,1	0,7	3,2	0,2
Plana	7	21,3	72,13	22,3	-	1,0	-	0,2
Cônica	7	21,3	62,1	31,0	-	1,1	0,3	0,2
Plana	4	37,0	69,4	24,3	-	1,3	0,2	0,3
Cônica	4	37,0	65,2	22,9	0,4	1,4	-	0,4
Plana	7	37,0	67,0	23,1	0,2	1,2	-	0,3
Cônica	7	37,0	68,5	24,9	1,6	1,3	2,3	0,4

Para melhor caracterizar as possíveis fases existentes, e devido às diferenças entre intervalos de composição química serem pequenas nos resultados obtidos, conforme os parâmetros estabelecidos, verificou-se que não é possível identificar fases somente pela análise da técnica EDS.

Assim, foi utilizada a difração de Raio X das superfícies das fraturas de alumínio e de aço que foram rompidas no ensaio de tração de algumas amostras preaquecidas. As amostras que foram por DRX foram as que obtiveram resultados próximos na análise química por EDS. Portanto foram feitas 8 análises das superfícies de aço e 8 análises de superfícies de alumínio, apresentadas no Anexo 3, e no anexo 4 as cartas de ICDD do alumínio e do Ferro.

Com base nos resultados obtidos, é possível afirmar que as camadas interfaciais formadas, na junção da solda, como resultado do processo de difusão, não resultaram em compostos intermetálicos. Algumas pesquisas também apontaram resultados similares, ou seja, não formação de compostos intermetálicos nas juntas soldadas.

Hincapié *et al* (2019), que pesquisou o controle de formação de compostos intermetálicos em soldagem por atrito rotativa e soldagem por fusão GMAW de alumínio e aço, afirmou que enquanto o processo GMAW favoreceu a formação de compostos intermetálicos $FeAl_5$ e $FeAl_3$,

prejudicando os resultados de Resistência à ruptura, no caso específico da soldagem por atrito, não houve formação de compostos intermetálicos.

Torres *et al* (2015) também obtiveram soldas de alumínio e aço sem a presença de compostos intermetálicos. Tendo como fator preponderante a temperatura de soldagem associado ao fator tempo. Liu *et al* (2014) afirmam que são necessárias três etapas para a formação de compostos intermetálicos; primeiramente, a geração de solução sólida supersaturada de alumínio e ferro provocada pela difusão; a segunda etapa é a transformação dessa solução supersaturada em compostos intermetálicos, em condições de temperatura e pressão e a terceira etapa consiste na difusão do soluto para os compostos intermetálicos formados, provocando o crescimento dos mesmos. Especificamente, neste trabalho, não houve essas condições, principalmente de pressão de forjamento baixa e tempo para a transformação da solução saturada de Ferro e Alumínio em compostos intermetálicos. Bozzi *et al* (2010) afirmaram que maior deformação dos materiais, como consequência da utilização de pressão maior, durante o processo de soldagem, podem gerar defeitos cristalinos que favorecem a taxa de difusão, proporcionando a transformação da mistura saturada de Al e Fe em compostos intermetálicos.

É importante citar que a presença de compostos intermetálicos é benéfica até determinada espessura para o bom desempenho mecânico, para espessuras de camadas intermetálicas inferiores a 8µm. (YILMAZ *et al*, 2003; BOZZI *et al*, 2010)

Yilmaz *et al* (2003) realizaram soldagem por fricção de alumínio puro e aço inoxidável, utilizando-se uma camada intermediária de aço carbono, que foi preaquecida a uma temperatura de 1000°C, e obteve o composto intermetálico FeAl₃ devido, principalmente, à formação de camada de filme líquido na interface da solda.

A formação de trincas devido à formação de filme líquido está relacionada à penetração do filme líquido nos contornos de grãos do alumínio, muito próximo à junção da solda e sem seguir as linhas de deformação granular.(YAMAMOTO, 2007)

Neste trabalho específico, acredita-se que não houve fusão do alumínio, primeiramente, pelas amostras metalográficas não apresentarem trincas com características de formação de filme líquido e também porque não houve formação de compostos intermetálicos.

4.7 Ensaios Mecânicos

Os resultados de Ensaios Mecânicos foram fundamentais para a compreensão e correlação com as estruturas obtidas, fenômenos ocorridos, com os respectivos parâmetros que foram utilizados. Os ensaios realizados foram os ensaios de Tração e Microdureza.

4.7.1 Resultados dos Ensaios de Tração

As Figuras 4.25 e 4.26 apresentam os resultados dos ensaios de tração, respectivamente, onde foi utilizada ponta plana de alumínio e com ponta cônica.

O desempenho mecânico das juntas soldadas é resultado da interação entre os parâmetros utilizados, conseqüentemente estrutura obtida. De um modo geral, ocorreu redução de resistência à tração, com uso do preaquecimento, sendo muito mais significativo quanto se utiliza pontas cônicas de alumínio. Como observado nas amostras metalográficas, houve ocorrência de trincas no aço, aumento de descontinuidades, que resultaram nos valores obtidos. Utilizando-se pontas planas, houve também redução das resistências à tração com o aumento do tempo de 4 para 7s.

A redução da resistência à tração, com o aumento do tempo de atrito, foi relatada por vários autores, como Khan (2011), Alves (2010), Basheer (2013). Esses autores afirmaram também que o tempo de fricção deve ser aquele que permite a ocorrência de deformação plástica e remoção de óxidos e outros elementos. Observa-se que, com pontas planas e preaquecimento, a resistência à tração foi favorecida quando a pressão de soldagem utilizada foi maior. Para pontas planas, o preaquecimento e aumento da pressão favoreceu o fenômeno da difusão.

Os resultados apontam que as amostras que não foram preaquecidas apresentam maior dispersão dos resultados, para os valores de tensão de ruptura, tanto para pontas planas, quanto para pontas cônicas. Essa dispersão indica a heterogeneidade dos corpos de prova ensaiados. Essa heterogeneidade do processo realizado à temperatura ambiente pode ser causada pela maior dificuldade em aquecer, somente por atrito e iniciar a deformação dos materiais a serem

unidos. Observou-se durante a soldagem, maior vibração durante o processo sem preaquecimento.

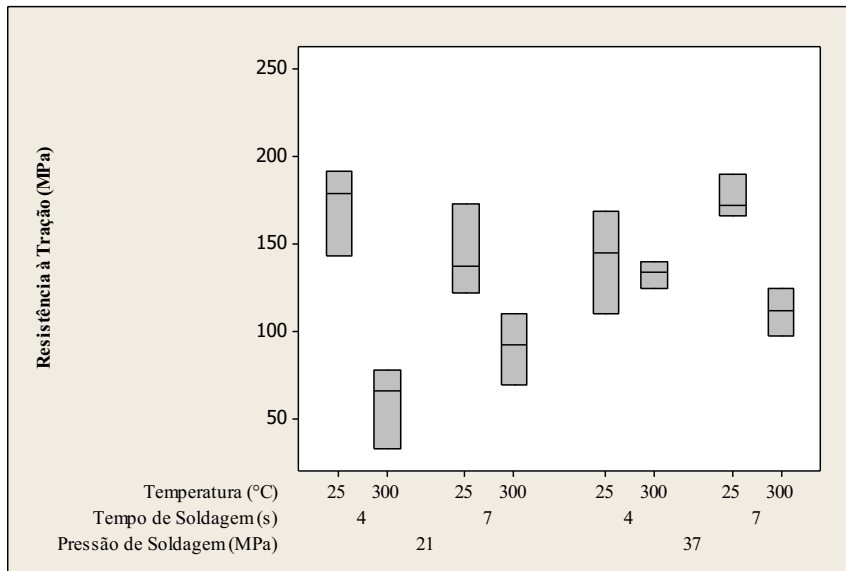


Figura 4.25: Resultados de resistência à tração para ponta plana

Quando foram utilizadas pontas cônicas de alumínio, os resultados de resistência à tração foram maiores quando soldadas à temperatura ambiente.

Pesquisas realizadas por Khan (2011), Alves (2016) e Wan e Huang (2018), que realizaram soldagem por fricção rotativa de ligas de alumínio e ligas de aço, utilizando-se pontas cônicas de alumínio, relataram que a distribuição de calor se torna mais homogênea. O aumento de temperatura e a deformação na região central favorece o escoamento dinâmico do material, resultando também na formação de menor quantidade de óxidos e impurezas, além de menor quantidade de compostos intermetálicos, assim como uma melhor distribuição dos mesmos ao longo da junta soldada.

Entretanto, os resultados apresentados na Figura 4.26 mostram que a utilização de pontas cônicas de alumínio e preaquecimento do aço resultaram em valores menores de resistência, inclusive quando se compara com os resultados obtidos com pontas planas. O excesso de aporte térmico gerado pelo atrito concentrado na região central, associado ao preaquecimento pode provocar o aumento da camada intermetálica, acredita-se que a utilização de pontas cônicas e preaquecimento resultaram em deformação muito rápida da ponta cônica de alumínio, não produzindo os efeitos benéficos da utilização de pontas cônicas.

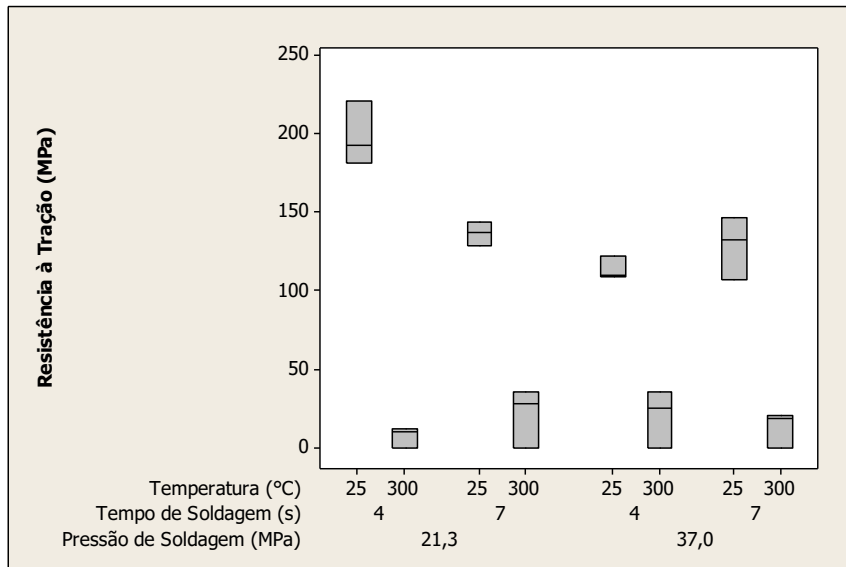
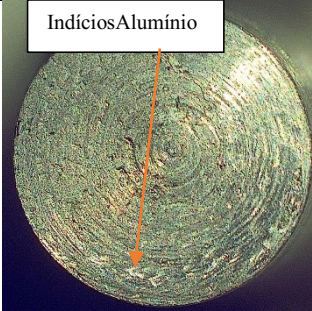



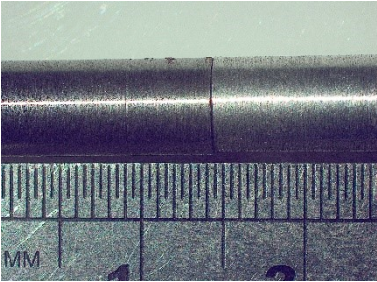
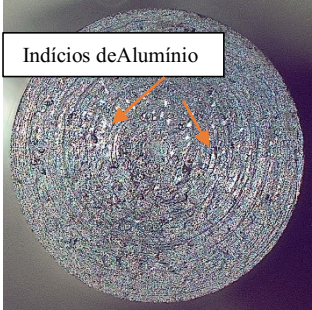

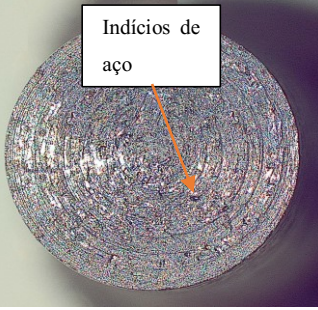

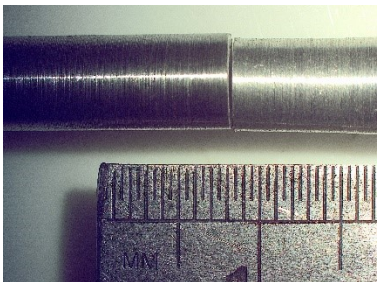


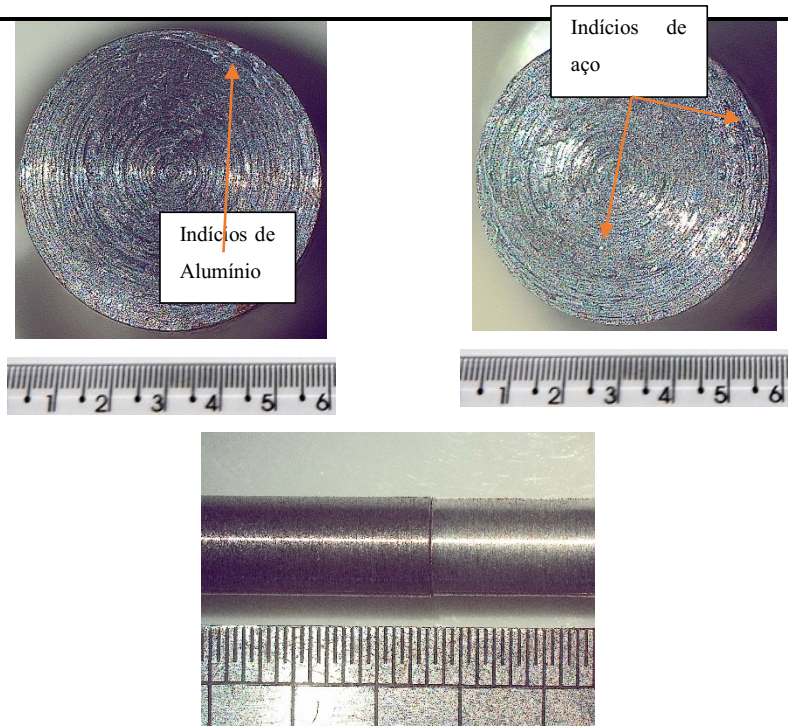
Figura 4.26: Resultados de resistência à tração para ponta cônica

Quanto aos aspectos das fraturas após os ensaios de tração, a Figura 4.27 apresenta as amostras de corpos de prova que foram rompidos após o ensaio de tração. Todas as rupturas ocorreram nas interfaces de ligação da junta soldada, sendo que as faces, após as rupturas se apresentam paralelas, sem deformação por estrição, ou seja, aspectos de fraturas frágeis.

As faces analisadas apresentam indícios de presença de aço na face do alumínio e de alumínio nas faces do aço. Estes indícios foram confirmados posteriormente nos ensaios de Difração de Raio X.

Amostra	Aço	Alumínio
<p>Ponta Plana, sem preaquecimento</p>	 <p>Indícios Alumínio</p> 	 <p>Indícios de aço</p> 
		
<p>Ponta cônica, sem preaquecimento</p>	 <p>Indícios de Alumínio</p> 	 <p>Indícios de aço</p> 
		

Ponta Plana com
preaquecimento



Amostra com
preaquecimento de
ponta cônica

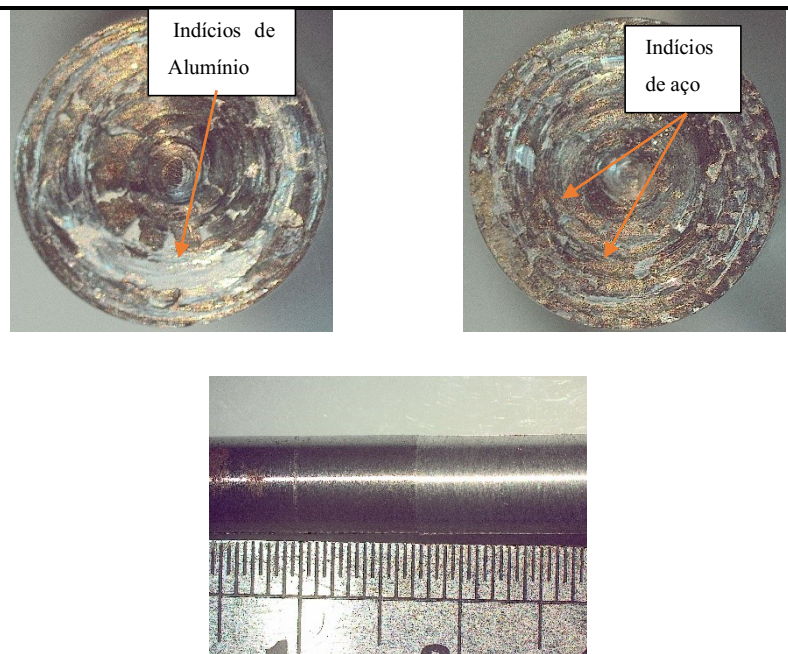


Figura 4.27: Aspectos das juntas soldadas após a ruptura nos ensaios de tração

Utilizando-se a Equação 2.5, foram calculadas as variações das respostas resultantes dos parâmetros utilizados, bem como as possíveis interação entre os mesmos.

Tabela 4.3 apresenta na linha inferior que os parâmetros Temperatura(C) e Geometria da ponta de alumínio(D), a interação entre Temperatura e geometria (CD) e também a interação entre

pressão, tempo e temperatura ABC) apresentaram os maiores valores modulares, sendo, portanto, os mais influentes no experimento realizado.

Tabela 4.3: Resultados dos Efeitos e Interações

Trat	Fator							Interação							Média Resist	
	A	B	C	D	AB	AC	AD	BC	BD	CD	ABC	ABD	ACD	BCD		ABCD
1	-	-	-	-	+	+	+	+	+	+	-	-	-	-	+	171,06
2	-	-	-	+	+	+	-	+	-	-	-	+	+	+	-	198,19
3	-	-	+	-	+	-	+	-	+	-	+	-	+	+	-	49,59
4	-	-	+	+	+	-	-	-	-	+	+	+	-	-	+	7,36
5	-	+	-	-	-	+	+	-	-	+	+	+	-	+	-	144,24
6	-	+	-	+	-	+	-	-	+	-	+	-	+	-	+	136,09
7	-	+	+	+	-	-	-	+	-	-	-	+	+	-	+	91,00
8	-	+	+	-	-	-	+	+	+	+	-	-	-	+	-	21,19
9	+	-	-	+	-	-	-	+	+	+	+	+	+	-	-	141,45
10	+	-	-	-	-	-	+	+	-	-	+	-	-	+	+	113,57
11	+	-	+	+	-	+	-	-	+	-	-	+	-	+	+	129,21
12	+	-	+	-	-	+	+	-	-	+	-	-	+	-	-	20,09
13	+	+	-	+	+	-	-	-	-	+	-	-	+	+	+	176,15
14	+	+	-	-	+	-	+	-	+	-	-	+	-	-	-	128,54
15	+	+	+	+	+	+	-	+	-	-	+	-	-	-	-	111,37
16	+	+	+	-	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	13,30
	1,13	-2,73	-94,12	-48,62	8,08	23,60	-22,96	7,08	-7,29	-34,49	-26,57	6,04	0,65	6,46	2,15	

A Figura 4.28 apresenta a distribuição normal dos Efeitos, resultado da plotagem dos dados. É possível visualizar os fatores e interações que tiveram maiores influências nos resultados de Resistência à Tração. Os efeitos que não estão próximos à linha de tendência são os mais significantes nos resultados, pois não seguem a tendência Normal.

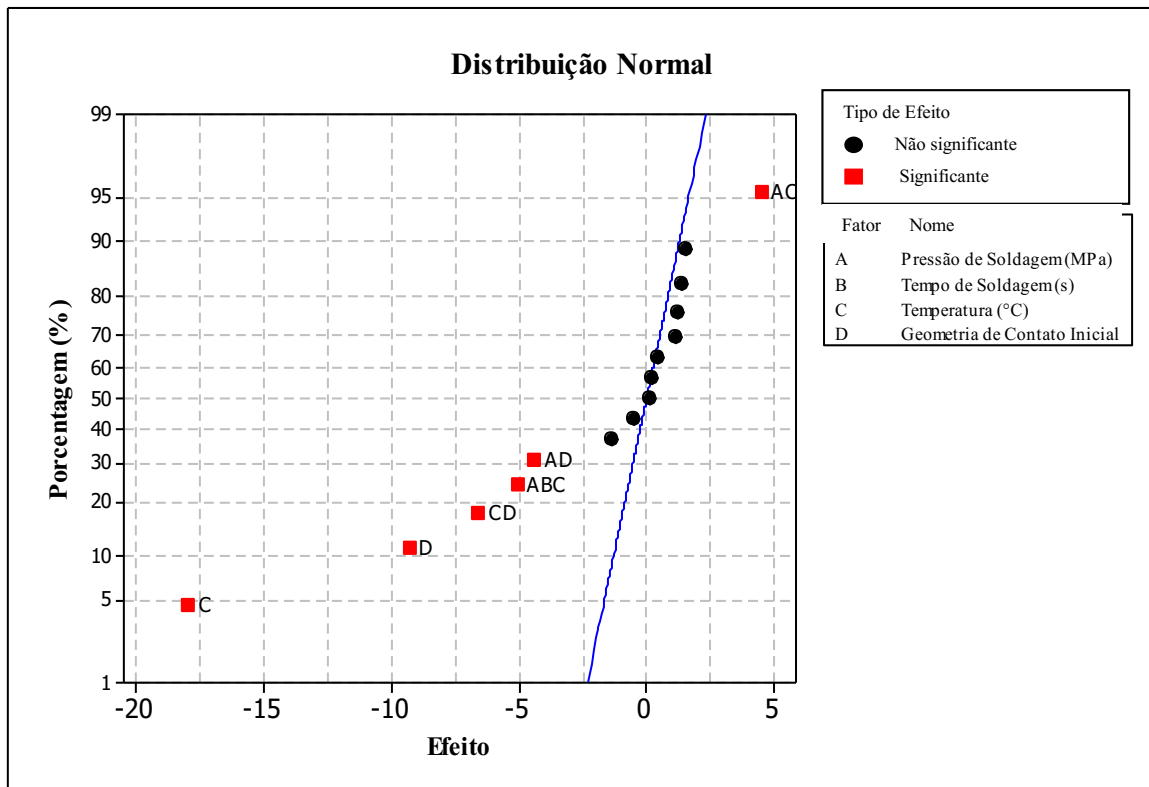


Figura 4.28: Distribuição Normal dos Efeitos

Na avaliação da interação entre os fatores, o que mais influenciou nos resultados foi a geometria da ponta cônica e associada ao preaquecimento do aço. De forma isolada, o fator que mais influenciou foi a temperatura.

A Figura 4.29 apresenta o gráfico da média do efeito do parâmetro Temperatura (C) nos resultados de Ensaio de Tração. Na média, quando se utilizou preaquecimento a 300°C, houve uma redução de 151,16 MPa para 57,04 MPa.

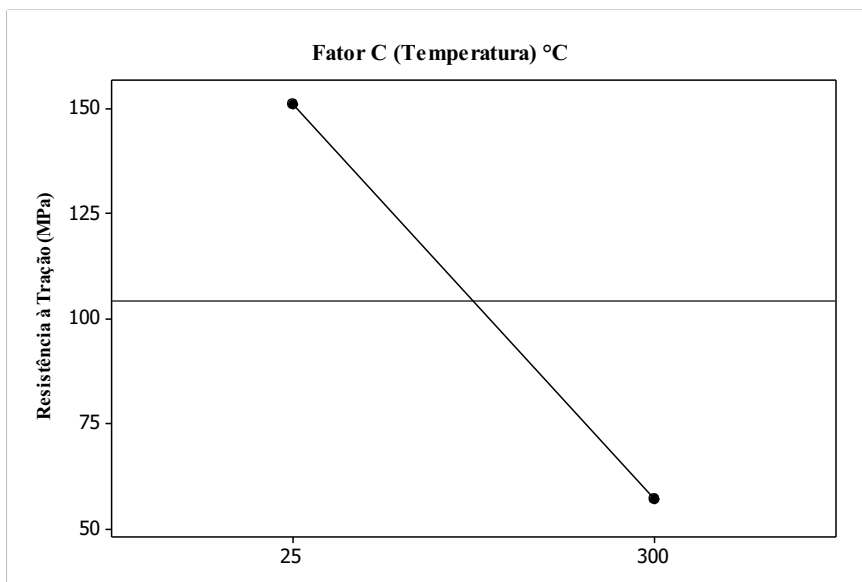


Figura 4.29: Influência do Fator C- Temperatura (preaquecimento)

A Figura 4.30 apresenta o gráfico da média do efeito do parâmetro Geometria de Contato inicial(D) nos resultados de Ensaio de Tração. Na média, quando se utilizou ponta cônica de alumínio, houve uma redução de 128,41 MPa para 79,78 MPa.

É importante ressaltar que a queda nos resultados de resistência à tração, com uso da ponta cônica de alumínio, ocorreu principalmente com o preaquecimento, como já apresentado nas Figuras 4.25 e 4.26, tendo o melhor resultado de ensaio de tração ocorrido com ponta cônica, tempo de 4s, pressão de 21,3 MPa e temperatura ambiente.

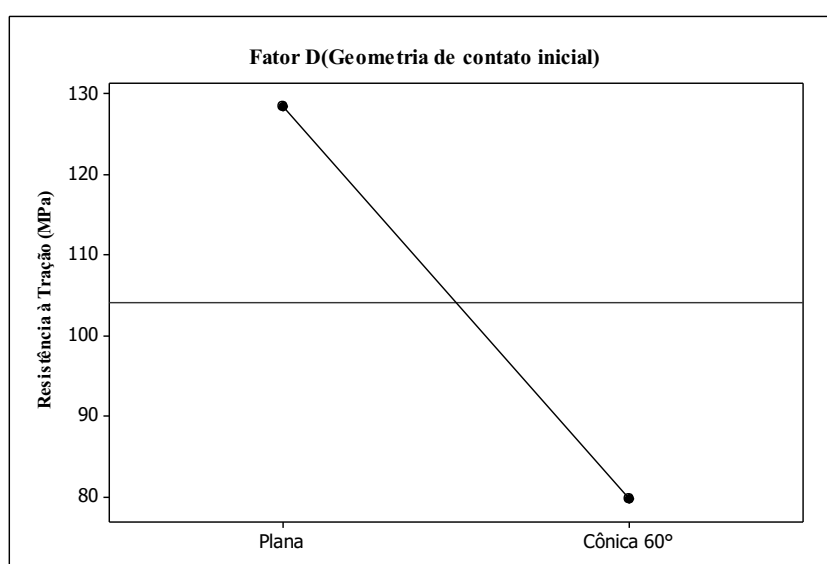


Figura 4.30: Influência do Fator D- Geometria de contato inicial

A Figura 4.31 apresenta os efeitos da interação entre os parâmetros Temperatura (C) e Geometria da ponta de alumínio (D). Com o preaquecimento a 300°C e utilizando-se simultaneamente a ponta cônica, houve uma redução, em média, de 144,01 MPa para 15,48 MPa. A queda dos resultados foi muito expressiva.

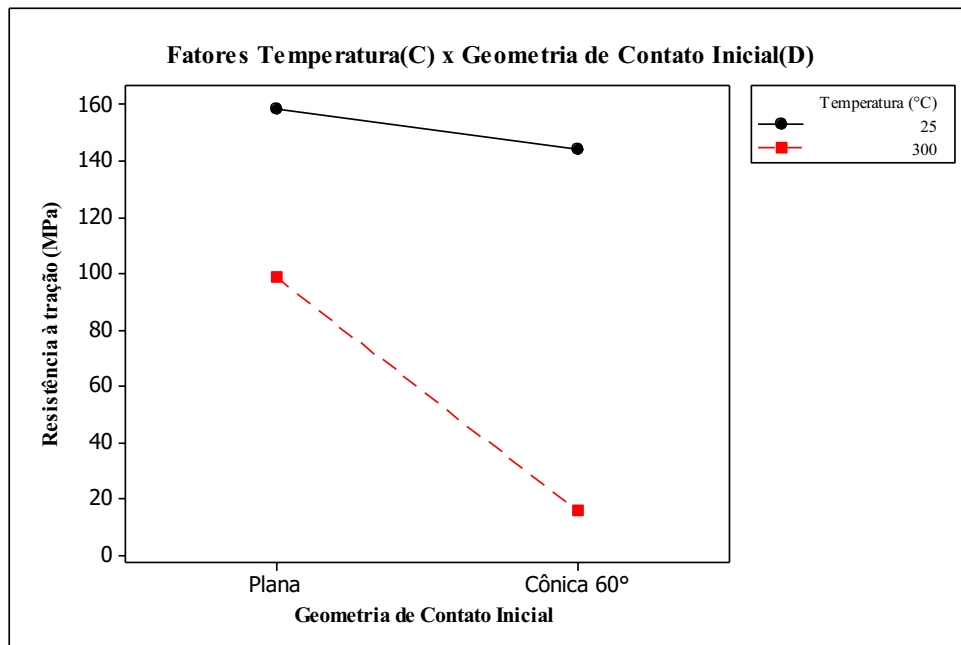


Figura 4.31: Influência da interação dos Fatores Temperatura(C) x Geometria de contato inicial (D)

A Figura 4.32 apresenta o resultado do teste de Normalidade dos Dados, que é definida como uma característica em que a maioria dos valores das amostras estejam próximas ao valor médio das mesmas.

Para avaliar a Normalidade dos Dados, foi utilizado o Teste de Normalidade, o Teste de Ryan Joiner, similar ao Shapiro Wilk, adotado para amostras inferiores a 50, conforme recomenda Montgomery (2012).

A Figura 4.32 apresenta que a maioria dos dados estão em torno dos valores médios e que o valor do $P=0,055$ é maior que 0,05, indicando que a maioria dos dados são normais.

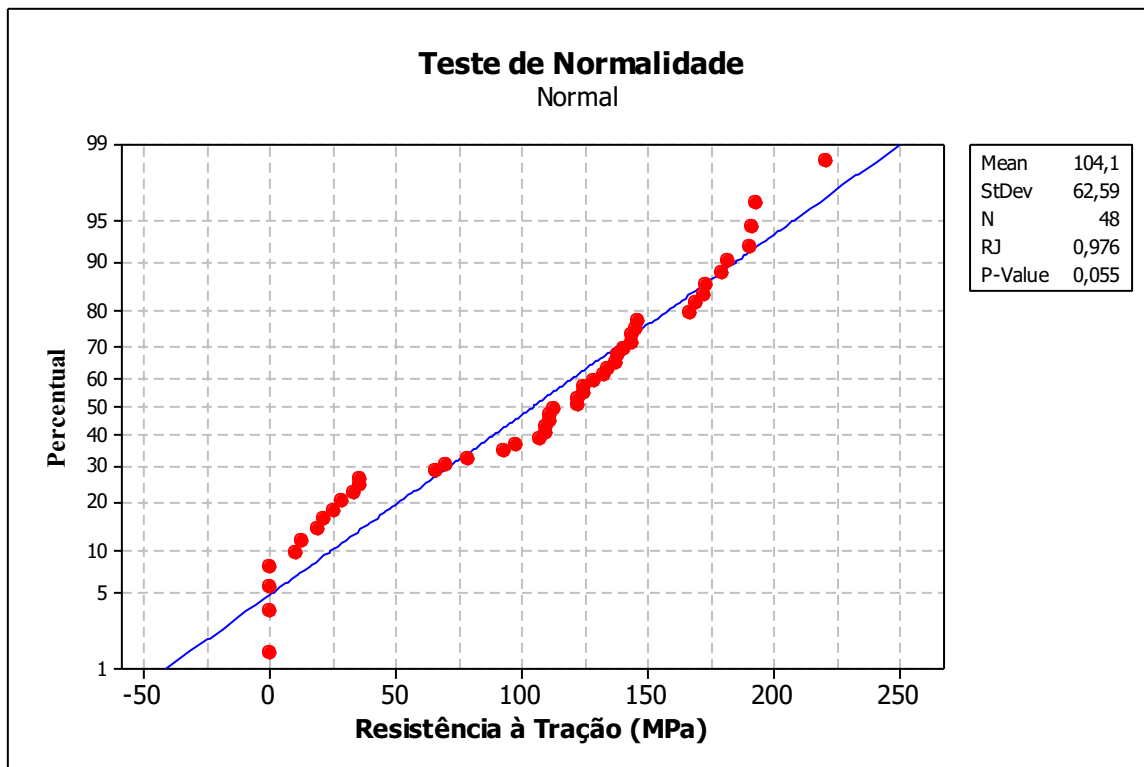


Figura 4.32: Teste de Normalidade de dados

As Figura 4.33 e 4.34 apresentam respectivamente a relação entre espessura de camada intermetálica e os parâmetros utilizados e a relação entre a espessura da camada e os resultados de ensaios de tração. Os dados apontam que a utilização de ponta cônica e preaquecimento resultaram em espessuras de camada intermetálica maior e, conseqüentemente, menores resultados nos ensaios de tração. Isso está associado a fatores como o aumento da concentração de calor na região central, que pode causar crescimento maior da camada intermetálica nesta região.

As pontas cônicas favoreceram a redução da espessura e distribuição da camada intermetálica, como foi mostrado anteriormente nos resultados de ensaios à tração, em amostras que não foram preaquecidas confirmam a influência positiva nos resultados mecânicos.

O aumento excessivo da espessura da camada intermetálica afeta a consolidação da interface da solda, interferindo nas propriedades mecânicas Yamamoto (2007). Herbst (2017) e Yilmaz (2002) reportaram também que, na camada interfacial, quando contém compostos intermetálicos, facilita o início e propagação de trincas nas juntas soldadas. Essas trincas e também descontinuidades podem ter origem também nas diferenças de coeficiente de expansão

térmica da camada intermetálica e o aço, que geram tensões térmicas durante o resfriamento ou na própria fragilidade dos compostos formados na junta soldada.

Acredita-se que a ponta cônica de alumínio se deforma muito rápido, principalmente quando se tem parâmetro de pressão de soldagem maior. Nas pontas planas e preaquecidas, obtiveram-se resultados mecânicos superiores do que cônicas e preaquecidas. Observou-se também que o fator pressão foi determinante, conforme apontado pela Figura 4.33. Pressões maiores provocaram aumento das espessuras das camadas intermetálicas, com o uso da ponta cônica, principalmente com o preaquecimento do aço. Pontas cônicas e preaquecimento, aumentaram a concentração de calor na região central, conforme foi apontado no item 4.5.

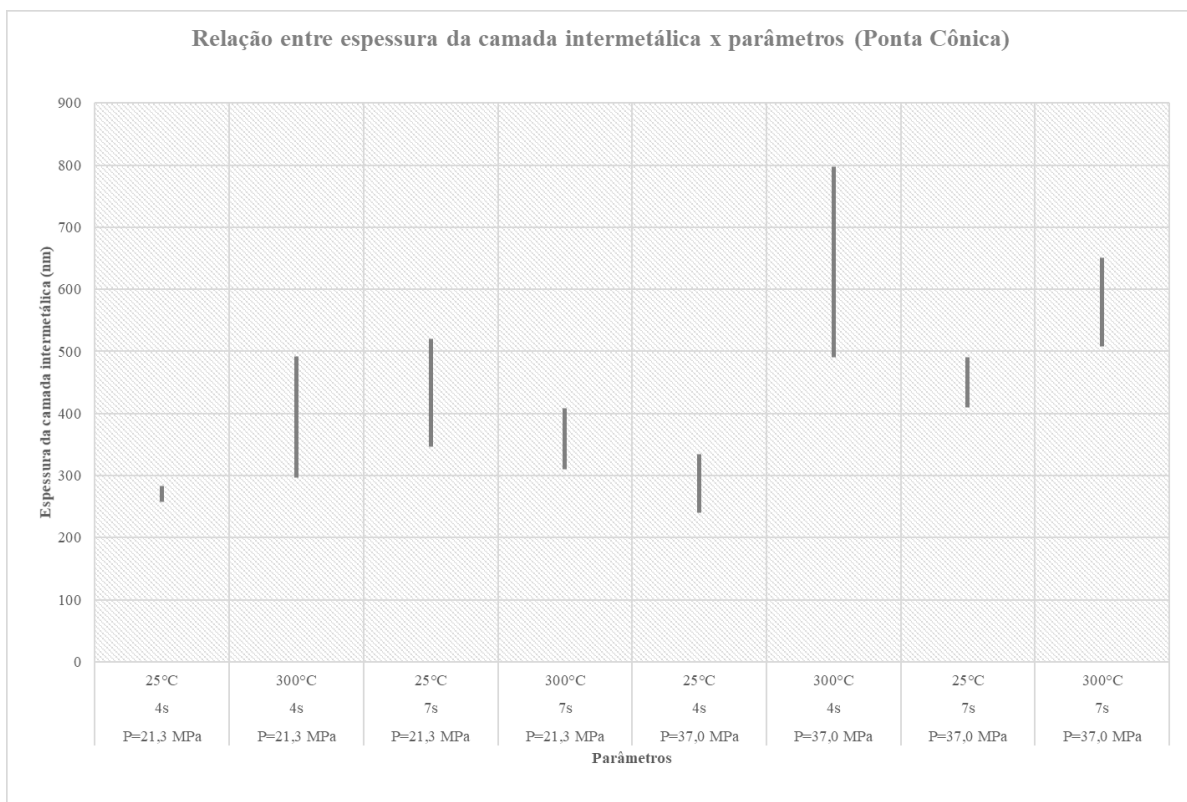


Figura 4.33: Relação entre espessura de camada intermetálica e parâmetros utilizados-Ponta Cônica

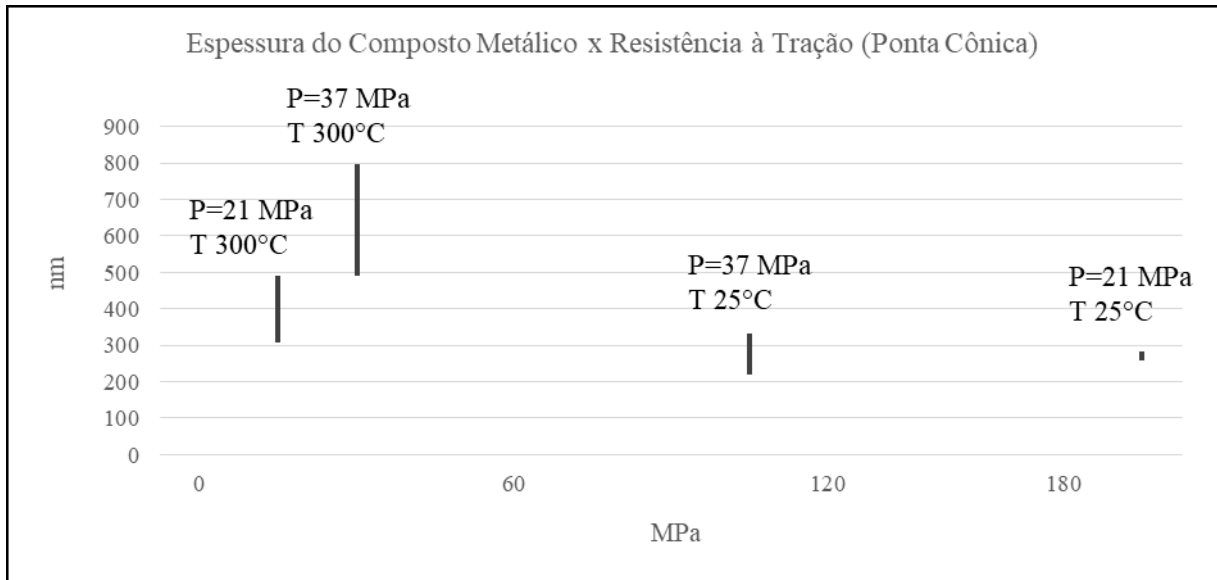


Figura 4.34: Relação entre espessura de camada intermetálica e Resistência à tração-Ponta Cônica

As Figuras 4.35 e 4.36 apresentam respectivamente a relação entre os parâmetros utilizados e a espessura das camadas intermetálicas, bem como a relação entre as espessuras das camadas intermetálicas e resistência à tração, utilizando-se de pontas planas. Verificou-se também aumento da espessura da camada intermetálica nas amostras preaquecidas nas pressões de 21,3 MPa. Isso influenciou também de forma negativa nos resultados de resistência à tração, entretanto ocorreu uma diminuição das espessuras das camadas intermetálicas em relação ao uso de pontas cônicas de alumínio soldadas com pontas de aço preaquecidas.

Comparando-se os valores médios de espessuras de camadas intermetálicas obtidas com parâmetros de pressão de soldagem de 37,0 MPa, temperatura ambiente, com as espessuras obtidas com parâmetros de pressão de soldagem de 21,3 MPa, e preaquecimento, verifica-se que alcançaram, em média, valores de camadas intermetálicas muito próximas, entretanto os resultados de ensaio à tração são muito diferentes.

Há que se considerar que no caso específico das pontas planas, um fator que influencia muito os resultados é não somente a média de espessura das camadas, mas a distribuição das mesmas nas juntas soldadas.

Outra constatação é que nas pontas planas, obtiveram-se resultados superiores de resistência à tração com preaquecimento, comparados com pontas cônicas preaquecidas. Os resultados são muito próximos entre pressões de 37,0 MPa sem preaquecimento e com preaquecimento.

A Figura 4.35 apresenta também que o fator determinante, além do preaquecimento, para aumento das espessuras das camadas intermetálicas, nas pontas planas, foi o fator tempo. Tempos de atritos maiores também provocaram aumento das espessuras das camadas intermetálicas, enquanto, o fator predominante para pontas cônicas foi a pressão de soldagem.

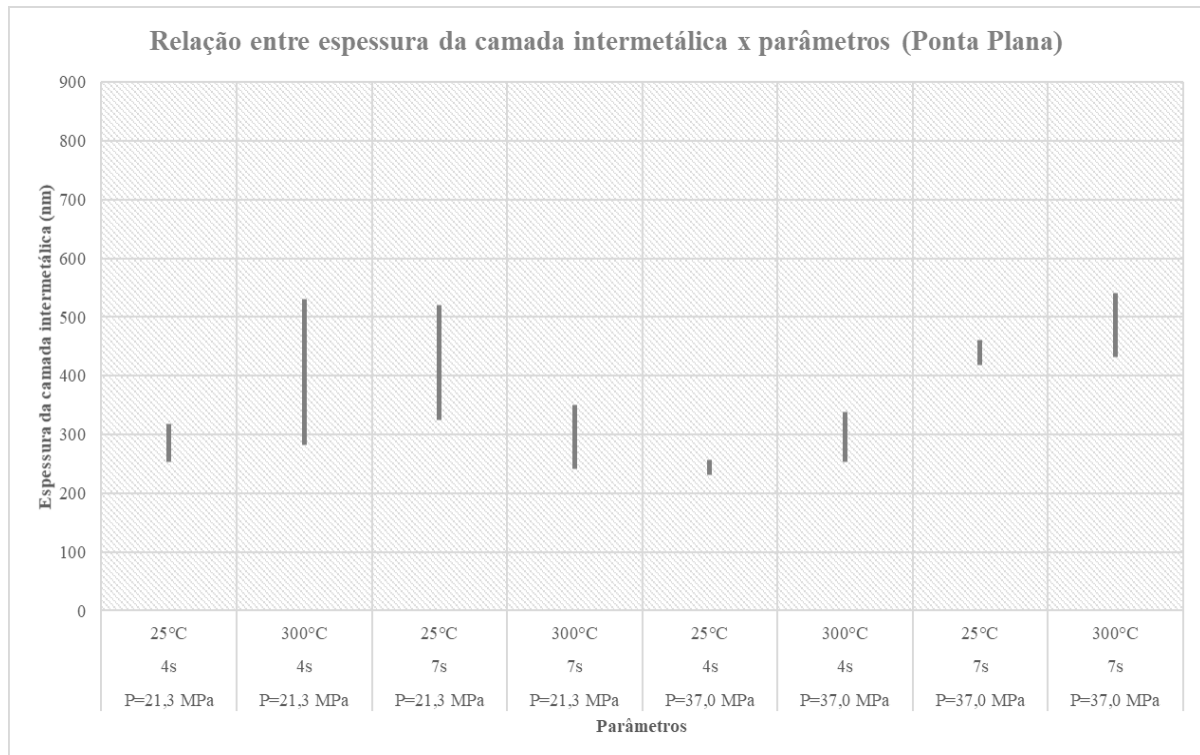


Figura 4.35: Relação entre espessura de camada intermetálica e parâmetros utilizados-Ponta plana

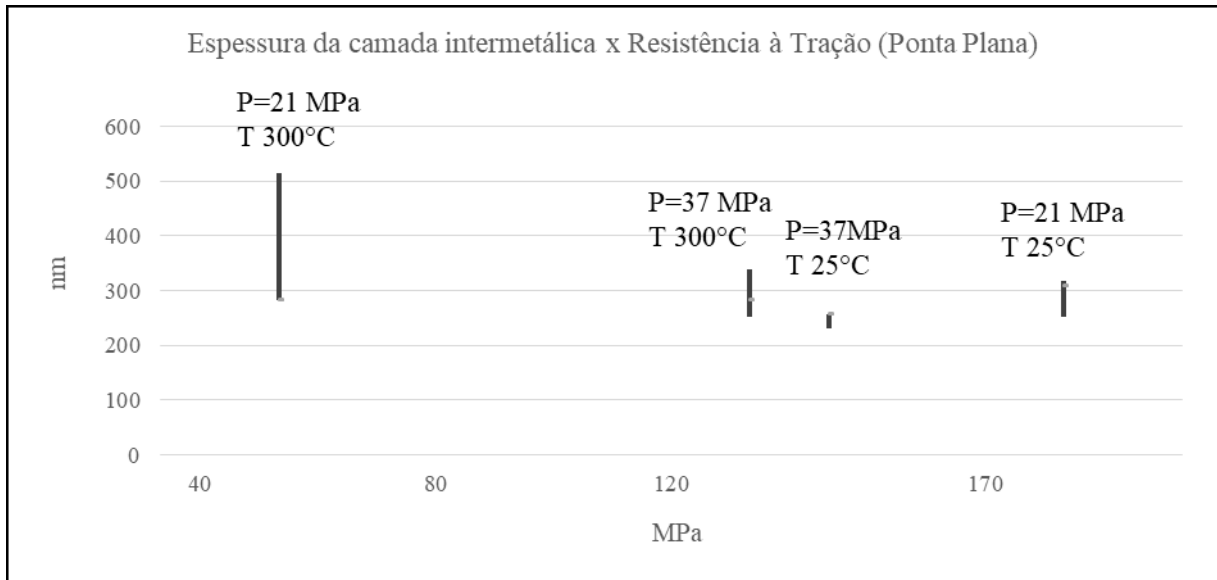


Figura 4.36: Relação entre espessura de Camada Intermetálica e resistência à Tração-Ponta Plana

Em relação ao fator tempo, além dos testes com tempos de 4s e 7, foram feitas soldas, com ponta cônica, com preaquecimento e sem preaquecimento, com tempos de atrito de 1s. A Figura 4.37 apresenta os resultados da relação tempo de soldagem, preaquecimento e resistência à tração.

Observa-se que em tempos de 1s sem preaquecimento, obtiveram-se resultados de ensaio à tração muito baixos, haja visto que esse tempo foi insuficiente para aquecer e promover a difusão.

Entretanto, com esse tempo de atrito de 1s, e preaquecido, para pontas cônicas, foi o melhor resultado mecânico obtido nos ensaios realizados. Apesar da melhora nos resultados, os mesmos são muito inferiores do que quando se utiliza tempo de 4s, sem preaquecimento.

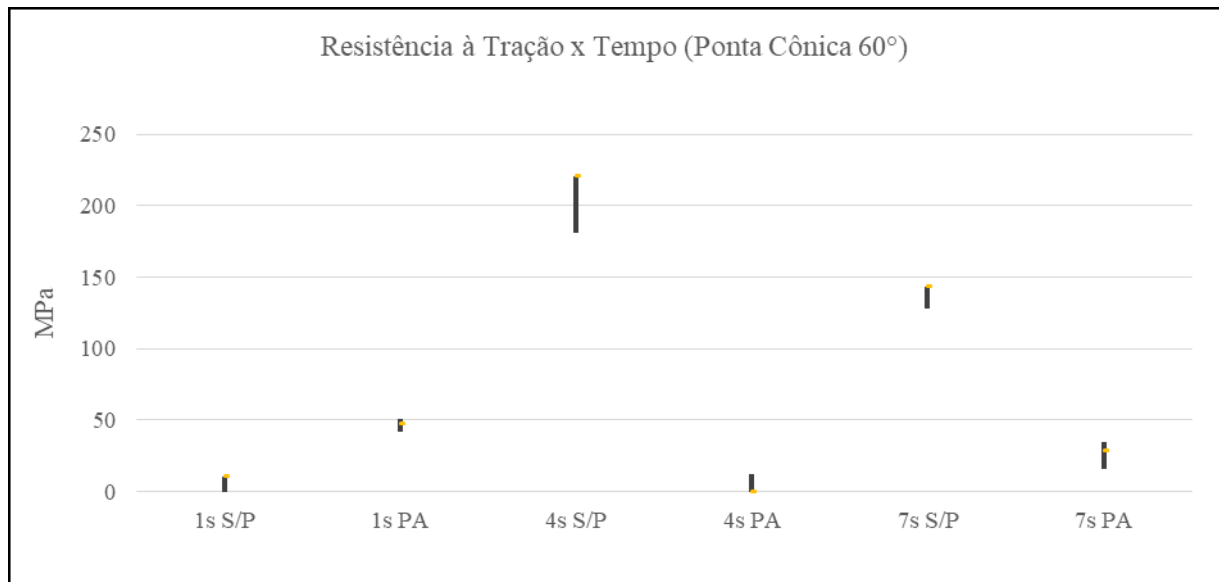


Figura 4.37: Relação entre tempo de soldagem, preaquecimento e Resistência à Tração-Ponta Cônica

Legenda: S/P-Sem preaquecimento; PA- Com Preaquecimento

A Figura 4.38 apresenta também a relação entre tempo de soldagem, preaquecimento e resultados de ensaio à tração, especificamente utilizando-se pontas planas.

Verifica-se que com a utilização de tempos de 1s sem preaquecimento, obtiveram-se resultados de ensaio à tração muito baixos.

Com preaquecimento (PA), o melhor resultado ocorreu com 1s de tempo de soldagem. Sem preaquecimento (S/P), os resultados apontam o que outros pesquisados concluíram, como Yamamoto (2007), que afirmam que o tempo é um fator essencial no processo de soldagem por atrito, sendo que tempos de atrito baixos prejudicam o desempenho mecânico das soldas pela falta de calor, necessário para a ocorrência da difusão, mas tempos excessivos também prejudicam os resultados obtidos devido ao excesso de aporte térmico. Isso pode ser observado na Figura 4.39, que a partir de 7s os resultados de ensaio à tração começaram a diminuir.

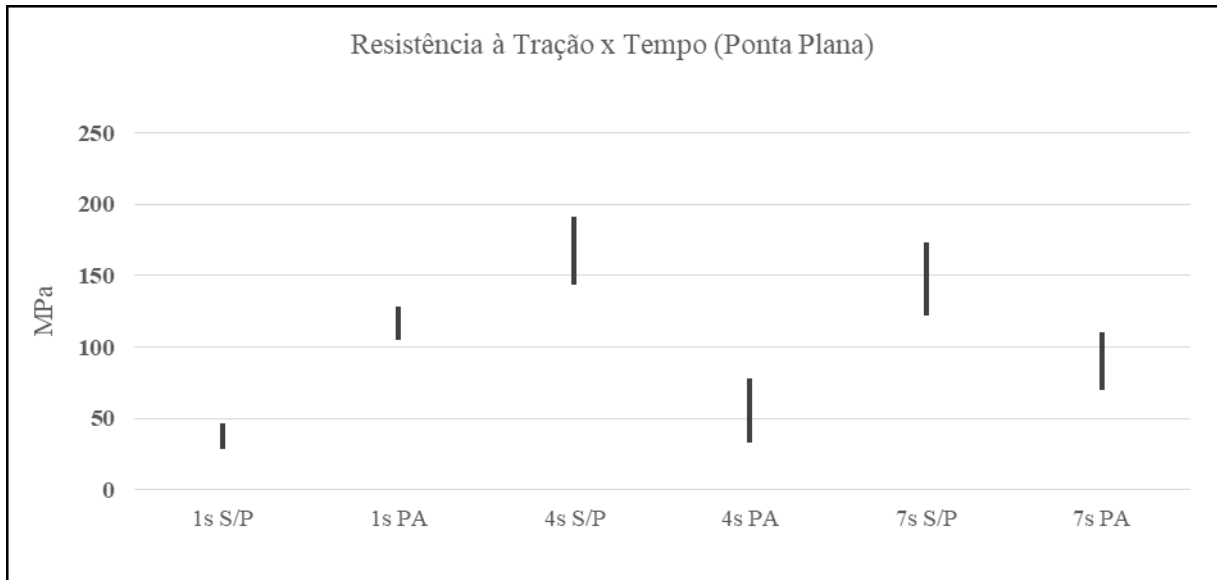


Figura 4.38:Relação entre Tempo de soldagem, preaquecimento e Resistência à Tração Ponta Plana

Legenda: S/P-Sem preaquecimento; PA- Com Preaquecimento

Além das soldas previstas no planejamento dos experimentos, com temperaturas de preaquecimento de 300°C e temperatura de 25°C, foram feitas também soldas com preaquecimento nas temperaturas de 200°C e 100°C, utilizando-se de pontas cônicas, com objetivo de verificar a influência das temperaturas de preaquecimento na resistência à tração na soldagem, com o perfil geométrico citado da ponta de alumínio.

A Figura 4.39 apresenta a relação da resistência à tração com a temperatura de preaquecimento. Verifica-se que há uma tendência de redução da resistência à tração, com o aumento da temperatura de preaquecimento.

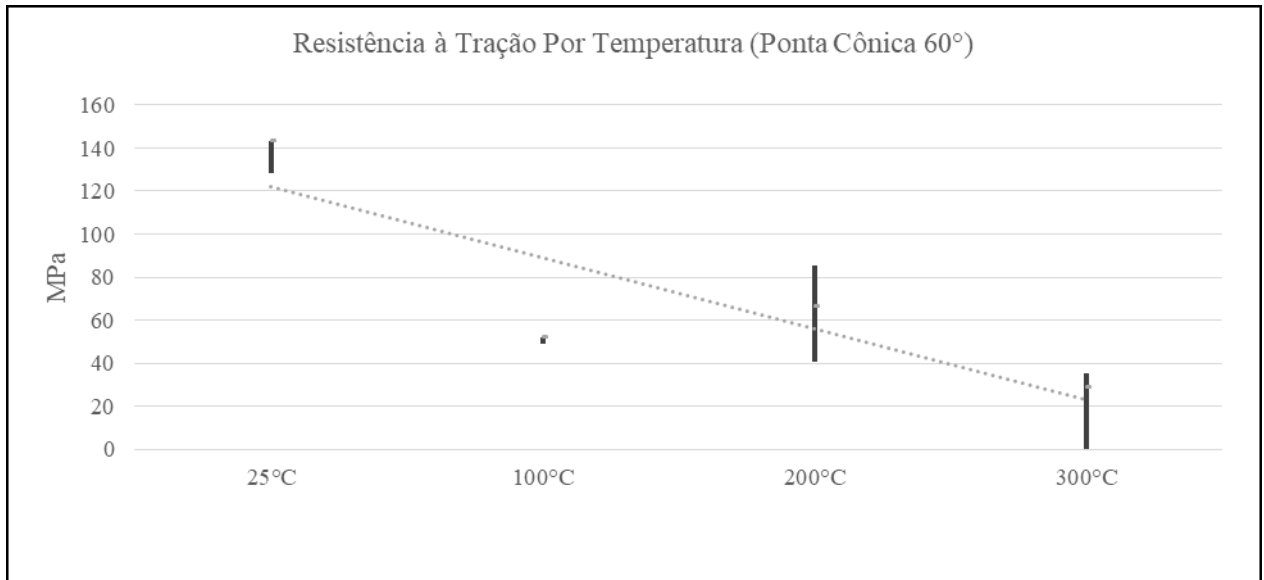


Figura 4.39: Influência da temperatura de preaquecimento e Resistência à Tração-Ponta Cônica

4.7.2 Resultados dos Ensaios de Microdureza

As Figuras 4.40 e 4.41 apresentam os resultados com perfis de Microdureza Vickers realizados, cuja metodologia foi apresentada no item 3.5.2.

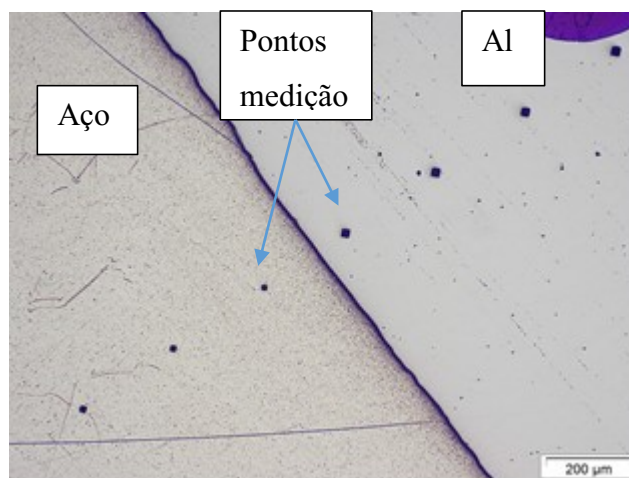
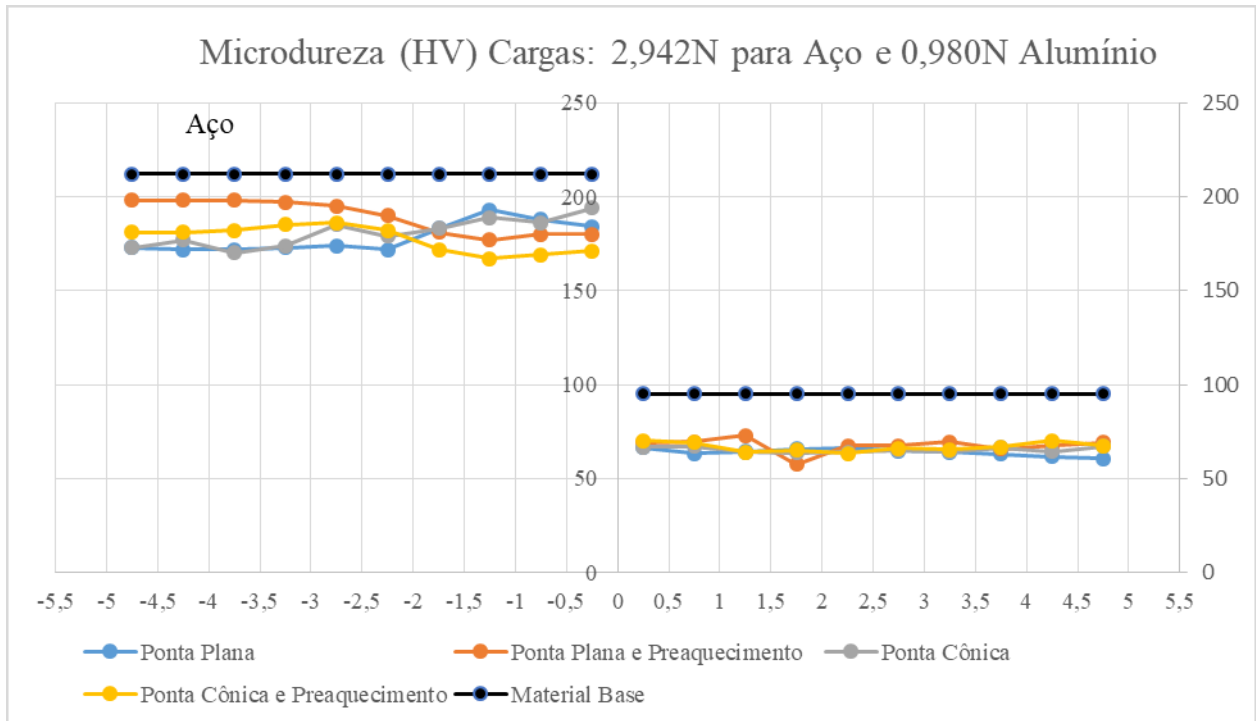
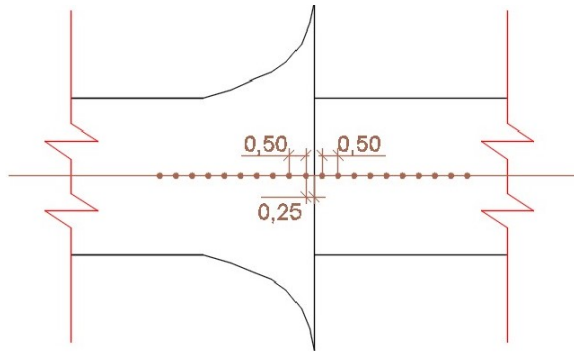


Figura 4.40: Perfil Longitudinal de Dureza

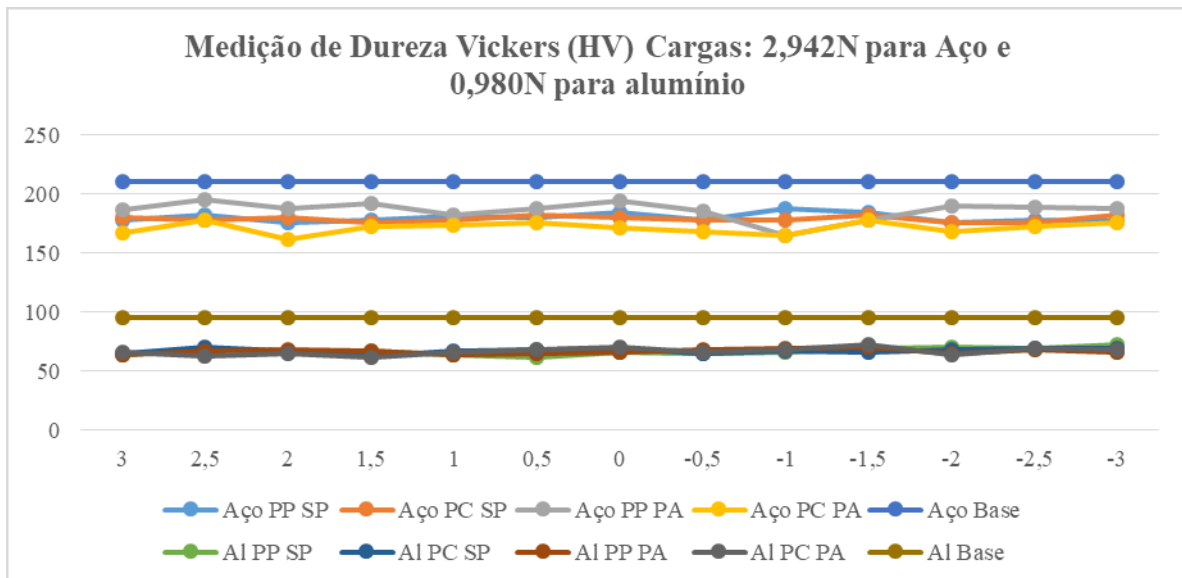
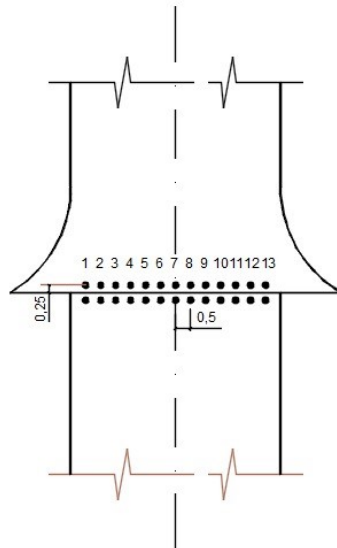


Figura 4.41: Perfil Transversal de Dureza

Legenda: PP-Ponta Plana PC-Ponta cônica SP-Sem Preaquecimento PA-com Preaquecimento

Conforme apresentado nas Figuras 4.41 e 4.42, observa-se através do perfil de dureza das amostras, que no lado do alumínio, não houveram grandes alterações dos resultados de dureza das amostras, indicando que não houve alteração estrutural significativa no alumínio 6351T6 em função das alterações dos parâmetros utilizados.

Fukumoto *et al* (2007) e Sahin (2009) afirmam que, em soldagem por fricção do alumínio, pode ocorrer aumento ou diminuição da dureza, dependendo dos materiais envolvidos e dos parâmetros utilizados. Fukumoto *et al* (2007) ainda afirmam que o tipo de Alumínio da Série

6000, utilizado nesta pesquisa, normalmente não ocorre redução ou maiores alterações de dureza na soldagem por atrito rotativo. A deformação do alumínio ocorre e se transforma em borda.

Entretanto, no lado do aço, observa-se pequeno aumento da dureza, na região mais próxima da interface, para amostras que não foram preaquecidas. Isso se deve ao resultado de deformação plástica, a frio, do aço próximo à interface da solda, resultando em diminuição do tamanho dos grãos.

Nas amostras preaquecidas, pode-se observar a diminuição do efeito da deformação a frio do aço, ou seja, ocorreu pequena diminuição da dureza na interface da solda. Li *et al* (2007) também abordou o tema e relacionou essa diminuição de dureza na interface da solda, com temperaturas maiores obtidas na junta soldada.

Nos pontos localizados nos sentidos transversais do lado do aço de cada amostra, não houve grandes alterações nos valores de dureza.

4.8 Contribuições originais e relevância dos resultados

A avaliação das variáveis que influenciaram na formação das estruturas obtidas, bem como os resultados de Resistência à tração das soldas realizadas, por fricção de alumínio e aço, aponta que a associação de preaquecimento por indução eletromagnética do aço e utilização de pontas cônicas de alumínio de 60°, resultaram em juntas soldadas cerca de 62% mais frágeis em relação a utilização de pontas cônicas de alumínio 60°, sem preaquecimento.

Isto ficou muito evidente nos testes realizados com ponta cônica de alumínio e temperaturas de preaquecimento do aço de 100°C, 200°C e 300°C, relacionando com resultados de resistência à tração, apresentados na Figura 4.39.

Os benefícios do uso da ponta cônica, apontado por alguns autores, como vantagens na obtenção de soldas mais resistentes, entretanto não foi observado na literatura a utilização de preaquecimento do aço, que teoricamente com aumento do aporte térmico, poderia favorecer a difusão, principal mecanismo de união entre as partes. Esta associação de ponta cônica com preaquecimento por indução não foi satisfatória.

A utilização de pontas cônicas de alumínio com 60° com preaquecimento à temperatura de 300°C do aço para realização de soldagem, provocaram deformação do aço, com formação de trincas resultantes de deformação dos planos cristalinos, aumento das espessuras das camadas interfaciais e também de descontinuidades.

Portanto, a utilização de pontas cônicas de alumínio de 60° devem ser utilizadas somente à temperatura ambiente.

Ficou evidente que a alteração da ponta de alumínio provocou alterações nas espessuras das camadas intermetálicas, apresentadas nas Figuras 4.33 e 4.35, e conseqüentemente nos resultados de tração.

5. CONCLUSÕES

O presente trabalho científico sobre soldagem de materiais dissimilares Alumínio e Aço, permite concluir que:

- As diferenças dos resultados de resistência à tração de peças soldadas, com utilização de pontas cônicas de alumínio e com o uso de preaquecimento do aço, como resultado do aumento de espessura das camadas intermetálicas, aumento de descontinuidades e maior formação de trincas, justificam o estudo realizado;
- Os experimentos realizados concluíram que o uso de pontas cônicas só benéfico, somente quando não se utilizou preaquecimento, permitindo uma distribuição térmica na área de atrito, mais homogênea e conseqüentemente, uma distribuição mais homogênea das camadas intermetálicas;
- A utilização de ponta cônica de alumínio e preaquecimento do aço resultaram em espessuras de camadas intermetálicas maiores, principalmente na região central. O preaquecimento do aço, associado à utilização da ponta cônica, propiciou uma maior deformação desta região. Este estado de deformação favoreceu o crescimento das camadas intermetálicas.
- Nas análises metalográficas realizadas, houveram poucas alterações expressivas nas estruturas tanto no aço quanto no alumínio. As amostras preaquecidas apresentaram maior ocorrência de descontinuidades na junção da solda. Nas ligas de alumínio, que foram submetidas a um aporte térmico maior, ou seja, tempo de soldagem maior e/ou contato com o aço preaquecido, verificou-se um aumento da formação de cavidades na junção da solda.
- Nas ligas de aço, diante do aumento da temperatura ocorrido nas amostras preaquecidas, favoreceu uma intensa deformação plástica e elevadas taxas de deformação, possivelmente propiciando a formação de trincas no aço, causadas pelo mesmo fenômeno de deslizamento dos planos cristalinos. Quando ocorre preaquecimento do aço e utilização da ponta cônica de alumínio intensificou ainda mais a deformação do aço.

- Os Ensaio de Difração de Raio X realizados nos metais soldados, com as variáveis utilizadas, apontaram que nas amostras soldadas, a camada intermetálica foi formada somente por uma solução sólida supersaturada de Alumínio e Ferro.

6. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Estudar preaquecimento do aço soldado com outros formatos de pontas de alumínio;
- Estudar a influência do preaquecimento do aço com alteração de outros tipos de formatos de pontas de aço;
- Estudar os efeitos da vibração que ocorre durante o processo de soldagem por fricção;
- Fazer modelamento da formação das camadas intermetálicas;
- Realizar pesquisa de preaquecimento de outros tipos de aço e verificar as consequências estruturais e mecânicas.

7. REFERÊNCIAS

AKINLABI, Esther Titilayo; MAHAMOOD, Rasheedat Modupe. Solid-State Welding: Friction and Friction Stir Welding Processes. Springer International Publishing, 2020.

ALCOA, Perfis extrudados de alumínio – Ligas e temperas de extrusão, catálogo, São Paulo – SP, 2010

ALVES, E. P. **Caracterização mecânica e estudo do perfil térmico na soldagem por fricção rotativa de materiais dissimilares.** Tese de Doutorado em Engenharia e Tecnologia de Materiais e Sensores. INPE, São José dos Campos, 2016. Disponível em, <http://sid.inpe.br/mtc-m21b/2016/03.15.19.09-TDI>. Acesso em 20/08/2019.

ALVES, E.P. **Junções de materiais dissimilares utilizando o processo de soldagem por fricção rotativa.** 126p.2010.Dissertação(Mestrado em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores) -INPE, São José dos Campos/SP,2010.Disponível em:<<http://urlib.net/8JMKD3MGP7W/374LNN2>. Acesso em: 16 mar. 2018.

AMBREL. **Catálogo de aquecedores por indução eletromagnética.**2020

AMBROZIAK, A. **Badania Zgrzewanych Tarciowo Zlaczy AlMg3-Stal Austenityczna.** [S.l.]: Inzynieria Materialowa, 2003.

AMBROZIAK, Andrzej et al. **Friction Welding of Aluminium and Aluminium Alloys with Steel.** Advances in Materials Science and Engineering, v. 2014, 2014.

AMERICAN FRICTION WELDING. **Welding design solutions.** Disponível em: <<https://www.teamafw.com/welding-design-solutions>>>. Acesso em dezembro de 2019.

AMERICAN WELDING SOCIETY (AWS). **Recommend Practices for Friction Welding.**Miami.1998.

ARCELLOR MITAL. **GUIA DO AÇO.** Disponível em: <http://brasil.arcelormittal.com.br/pdf/quem-somos/guiaaco.pdf>>. Acesso em junho de 2018.

ASM HANDBOOK. **Welding, Brazing, and Soldering**. ASM International, vol. 6, Ed. The National Metals Handbook. American Society of Steel Treaters. 1993.

ASM International Handbook Committee. **Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials**. Vol. 2. ASM Metal Handbook, 1992.

ASTM E384-17. **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**, p. 1-40.

ASTM. E 3 - 11: **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens** [S.I.]:ASTM, 2004.

ASTM. E 8M - 04: **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials** [S.I.]:ASTM, 2004.

BAFFARI, D. et al. **Friction based solid state welding techniques for transportation industry applications**. Procedia CIRP, v. 18, p. 162-167, 2014.

BASHEER, Uday M.; MOHD NOOR, A. F. **Microstructural development in friction welded aluminum alloy with different alumina specimen geometries**. Friction and Wear Research, v. 1, n. 2, p. 017-023, 2013.

BOUARROUDJ, El-oualid et al. **Thermal analysis during a rotational friction welding**. *Applied Thermal Engineering*, v. 110, p. 1543-1553, 2017.

BOZZI, S. et al. **Intermetallic compounds in Al 6016/IF-steel friction stir spot welds**. *Materials Science and Engineering: A*, v. 527, n. 16-17, p. 4505-4509, 2010.

BRAUNOVIC, M.; ALEXANDROV, N. Intermetallic compounds at aluminum-to-copper electrical interfaces: effect of temperature and electric current. **IEEE Transactions on Components Packaging and Manufacturing Technology Part A**, v. 17, p. 78-78, 1994.

CALEGARE, A. J. A. **Introdução ao delineamento de experimentos**. 1º ed. São Paulo. Edgard Blucher 2001.

CALIGULU, Ugur; YALCINOZ, M. KATI, N. BALALAN, Z. ISLAK, Serkan. **The Effects of Rotation Speed and Friction Time for Joining of AISI 4340—2205 Steels by Friction Welding**. *Metallofizika i novejšie tekhnologii*.p.665-681, vol 37, 2015

CERVO, Amado Luiz; BERVIAN, Pedro Alcino. **Metodologia científica: para uso dos estudantes universitários.** In: Metodologia científica: para uso dos estudantes universitários. 2010. p. 144-144.

CHAINARONG, Suppachai; MEENGAM, Chaiyoot; TEHYO, Muhamad. **Rotary Friction Welding of Dissimilar Joints between SSM356 and SSM6061 Aluminium Alloys Produced by GISS.** Engineering Journal. P. 181-191. Vol 21, 2017.

CHANDER, G. Subhash; REDDY, G. Madhusudhan; RAO, A. Venugopal. **Influence of rotational speed on microstructure and mechanical properties of dissimilar metal AISI 304-AISI 4140 continuous drive friction welds.** Journal of Iron and Steel Research, International, v. 19, n. 10, p. 64-73, 2012.

CHAVES, Diego Brum; CHAGAS, Natalia Braun. **Características E Comportamentos Do Efeito Pelicular.** Anais do Salão Internacional de Ensino, Pesquisa e Extensão, v. 8, n. 2, 2017.

CHEN, C. M.; KOVACEVIC, R. **Joining of Al 6061 alloy to AISI 1018 steel by combined effects of fusion and solid state welding.** International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 44, n. 11, p. 1205-1214, 2004.

COTA, Bruno Silva; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem Dissimilar da Liga de Alumínio 5052 H34 e do Aço SAE 1020 pelo Processo Hybrid Friction Stir Welding Assistido por Plasma: Análise da Resistência Mecânica, do Desgaste da Ferramenta e dos Esforços de Soldagem.** Soldagem & Inspeção, v. 25, 2020.

DAWOOD, A.B.; BUTT, S.I.; HUSSAIN, G.; SIDDIQUI, M.A.; MAQSOOD, A.; ZHANG, F. **Thermal Model of Rotary Friction Welding for Similar and Dissimilar Metals.** *Metals* 2017, 7, 224.

FARIA P. E; BRACARENSE, A.Q. **Soldagem por fricção.** Infosolda, 2003 disponível em http://www.infosolda.com.br/images/Downloads/Artigos/processos_solda/soldagem-por-frico.pdf acesso em 20/03/2018

FUJI, A. et al. **Improving tensile strength and bend ductility of titanium/AISI 304L stainless steel friction welds.** Materials Science and Technology, v. 8, n. 3, p. 219-235, 1992.

FUKUMOTO, S. et al. **Effect of post weld heat treatment on microstructures and mechanical properties of AZ31B friction welded joint.** Materials transactions, v. 48, n. 1, p. 44-52, 2007.

FUKUMOTO, S. et al. **Static joint strength of friction welded joint between aluminium alloys and stainless steel.** Welding international, v. 14, n. 2, p. 89-93, 2000.

GUO, Wei et al. **Microstructure and mechanical properties of dissimilar inertia friction welding of 7A04 aluminum alloy to AZ31 magnesium alloy.** Journal of alloys and compounds, v. 695, p. 3267-3277, 2017.

HAYT, W. **Eletromagnetismo.** 6.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2003

HERBST, Sebastian et al. **Microstructure and mechanical properties of friction welded steel-aluminum hybrid components after T6 heat treatment.** Materials Science and Engineering: A, v. 696, p. 33-41, 2017.

HINCAPIÉ, O. D. et al. **Control of formation of intermetallic compound in dissimilar joints aluminum-steel.** International Journal of Engineering, v. 32, n. 1, p. 127-136, 2019.

JENNEY, Cynthia L.; O'BRIEN, Annette (Ed.). **Welding handbook.** American Welding Society, 2001.

JESSOP, T NICHOLAS, E. D. J.; DINDSDALE, W. O. **Friction welding of dissimilar metals, advances in welding processes.** In: **Proceeding of 4th International Conference, New York.** 1978.

JI, Shu-de et al. **3D numerical analysis of material flow behavior and flash formation of 45# steel in continuous drive friction welding.** Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v. 22, p. s528-s533, 2012.

KARFOUL, M. Kamal; TATLOCK, Gordon J.; MURRAY, Robert 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.

KHAN, I. A. **Experimental and Numerical Investigation on the Friction 176 welding process.** Thesis (Doctor of Mechanical Engineering)-Jawaharlal Nehru Technological University, India, 2011.

KIMURA, M. et al. **Observation of joining phenomena in first phase of friction welding. Study of joining mechanism of friction welding.** Journal of the Japan Welding Society(Japan), v. 20, n. 3, p. 425-431, 2002.

Kimura, M., Kusaka, M., Kaizu, K., Nakata, K., & Nagatsuka, K. **Friction welding technique and joint properties of thin-walled pipe friction-welded joint between type 6063 aluminum alloy and AISI 304 austenitic stainless steel.** The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 82(1-4), 489-499, 2016.

KIMURA, Masaaki et al. Observation of joining phenomena in friction stage and improving friction welding method. **JSME International Journal Series A Solid Mechanics and Material Engineering**, v. 46, n. 3, p. 384-390, 2003.

KOBAYASHI, Shigeaki; YAKOU, Takao. **Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment.** Materials science and engineering: A, v. 338, n. 1-2, p. 44-53, 2002.

LARIKOV, L. N. **Diffusion. Intermetallic Compounds: Vol. I, Principles.** Eds. J. H. Westbrook and R. L. Fleischer. New York, N.Y.: John Wiley & Sons Ltd, pp. 757-770, 1994.

LEE, Won Bae et al. **Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of aluminium alloy 5052-A36 steel joint.** Materials science and technology, v. 19, n. 6, p. 773-778, 2003.

LI, Rui-di et al. **Friction heat production and atom diffusion behaviors during Mg-Ti rotating friction welding process.** Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v. 22, n. 11, p. 2665-2671, 2012.

LI, Wenya et al. **Linear and rotary friction welding review.** International Materials Reviews, v. 61, n. 2, p. 71-100, 2016.

LIU, Xun; LAN, Shuhuai; NI, Jun. **Analysis of process parameters effects on friction stir welding of dissimilar aluminum alloy to advanced high strength steel.** Materials & Design, v. 59, p. 50-62, 2014.

MACHADO, I. **Soldagem e Técnicas Conexas, Processos.** Porto Alegre: Ed. Pelo Autor, 1996.

MALDONADO-ZEPEDA, Cuauhtemoc. **The effect of interlayers on dissimilar friction weld properties**. 2001. Tese de Doutorado. National Library of Canada= Bibliothèque nationale du Canada.

MEHTA, Kush P. **A review on friction-based joining of dissimilar aluminum–steel joints**. Journal of Materials Research, v. 34, n. 1, p. 78-96, 2019.

MODENESI, Paulo J.; MARQUES, Paulo V.; SANTOS, Dagoberto B. **Introdução à metalurgia da soldagem**. Belo Horizonte: UFMG, 2012.

MONTGOMERY, Douglas C. **Design and analysis of experiments**. John wiley & sons, 2012.

MTI-WELDING-FRICTION WELDING, **Low Force Friction Welding**. Disponível em <https://www.mtiwelding.com/low-force-friction-welding/> acessado em 02 de julho de 2018.

NARAYANAN, K. P.; BAIJU, Sasidharan; ARIVAZHAKAN, R. **Influence of Interface Surface Geometries In The Tensile Characteristics Of Friction Welded Joints From Aluminium Alloys**. International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology. *Volume 2, Special Issue 1, December 2013*. ISSN (Print) : 2347 – 6710.

OGAWA, K. OCHI, H., YAMAMOTO, Y. and SUGA, Y., **Friction welding of Aluminum Alloy and Steel**. International Journal of Offshore and Polar Engineering, vol. 8, no. 2, pp. 140–143, 1998

ÖZDEMİR, Niyazi. **Investigation of the mechanical properties of friction-welded joints between AISI 304L and AISI 4340 steel as a function rotational speed**. Materials letters, v. 59, n. 19-20, p. 2504-2509, 2005.

PINHEIRO, Marlon A.; BRACARENSE, Alexandre Q. **Influence of Initial Contact Geometry on Mechanical Properties in Friction Welding of Dissimilar Materials Aluminum 6351 T6 and SAE 1020 Steel**. Advances in Materials Science and Engineering, v. 2019, 2019.

POONGKUNDRAN, R.; SENTHILKUMAR, K. **Effect of preheating on microstructure and tensile properties of friction stir welded AA7075 aluminium alloy joints**. Brazilian Archives of Biology and Technology, v. 59, n. SPE2, 2016.

RATHOD, M. J.; KUTSUNA, Mm. **Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding.** WELDING JOURNAL-NEW YORK-, v. 83, n. 1, p. 16-S, 2004.

ROMBAUT, Pieter; DE WAELE, Wim; FAES, Koenraad. **Friction welding of steel to Ceramic. In: Sustainable Construction and Design (SCAD).** Ghent University, Laboratory Soete, 2011. p. 448-457

SAFI, Seyed Vahid et al. **The effect of preheating on mechanical properties of friction stir welded dissimilar joints of pure copper and AA7075 aluminum alloy sheets.** The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 84, n. 9, p. 2401-2411, 2016.

SAHIN, M. **Joining of Stainless-steel and Aluminium Materials bu Friction Welding.** International Journal of Manufactory Techonoly. 2009. N.41.p.487-497

SAHIN, Mumin; CETINARSLAN, Cem S.; AKATA, H. Erol. **Effect of surface roughness on friction coefficients during upsetting processes for different materials.** Materials & Design, v. 28, n. 2, p. 633-640, 2007.

SAMMAIAH, P.; SURESH, Arjula; 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.

SUNDAR; ,V.Shyam; CLINTON A. Britto; LAWRENCE Daniel. **Predict the Friction Welding Parameters in Dissimilar Materials International Conference on Current Research in Engineering Science and Technology (ICCREST-2016)**

TAVARES, Sheron Stephany. **Soldagem por Fricção Convencional entre a Liga de Alumínio 6351-T6 e o Aço SAE 1020 Assistida por Indução Eletromagnética /** Universidade Federal de Minas Gerais, Dissertação de Mestrado. 2017

TORRES, Lopez et al. **Inhibition of the Formation of Intermetallic Compounds in Aluminum-steel Welded Joints by Friction Stir Welding.** Revista de Metalurgia, v. 51, n. 4, 2015.

TSUJINO, Ryoji et al. **Development of Al/Cu Dissimilar Joint by New Friction Welding Method.** JOURNAL OF JAPAN SOCIETY FOR DESIGN ENGINEERING, v. 51, n. 3, p. 181-196, 2016.

VILL, V.I., **Friction Welding of Metals**, 1 Ed. I.P. Baykova. 1962, New York: American Welding Society, Inc.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, V. D. O. **Soldagem: Processos e Metalurgia**. 1. Ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1992. 504 p.

WAN, Long; HUANG, Yongxian. **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.

WEI, Yanni; SUN, Fu. **Microstructures and mechanical properties of Al/Fe and Cu/Fe joints by continuous drive friction welding**. Advances in Materials Science and Engineering, v. 2018, 2018.

WELDING HANDBOOK. **Materials and Applications – Part 2**. American Society Welding, v. 4, 8th edition, USA, p. 309-315. 1998.

WELDING HANDBOOK. **Welding Process – Part 2**. American Society Welding, v. 3, 9th edition, USA, 2007.

WINICZENKO, Radosław; KACZOROWSKI, Mieczysław. **Friction welding of ductile cast iron using interlayers**. Materials & Design, v. 34, p. 444-451, 2012.

WU, Ful-Chiang. **Optimization of correlated multiple quality characteristics using desirability function**. Quality control and applied statistics, v. 51, n. 1, p. 77-78, 2006.

YAMAMOTO, Naotsugu et al. **Effect of interfacial layer on bond strength of friction-welded interface of Al-Mg5083 alloy to mild steel**. Quarterly Journal of The Japan Welding Society, v. 23, n. 3, p. 496-503, 2007.

YAMAMOTO, Naotsugu et al. **Effect of intermetallic compound layer on bond strength of friction-welded interface of Al-Mg5052 alloy to mild steel**. Quarterly journal of the Japan Welding Society, v. 23, n. 2, p. 352-358, 2005.

YAMAMOTO. et al. **Formation of Intermetallic Compounds in Friction-Welded Joint of Aluminum Alloys to Copper and its Influence on Joint Efficiency**. Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 2003.

YILBAS, B. S.; SAHIN, A. Z. **Friction welding: Thermal and Metallurgical Characteristics**. [S.l.]: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2014. 71 p.

YILMAZ, Mehmet et al. **Heat transfer and friction characteristics in decaying swirl flow generated by different radial guide vane swirl generators**. Energy Conversion and Management, v. 44, n. 2, p. 283-300, 2003.

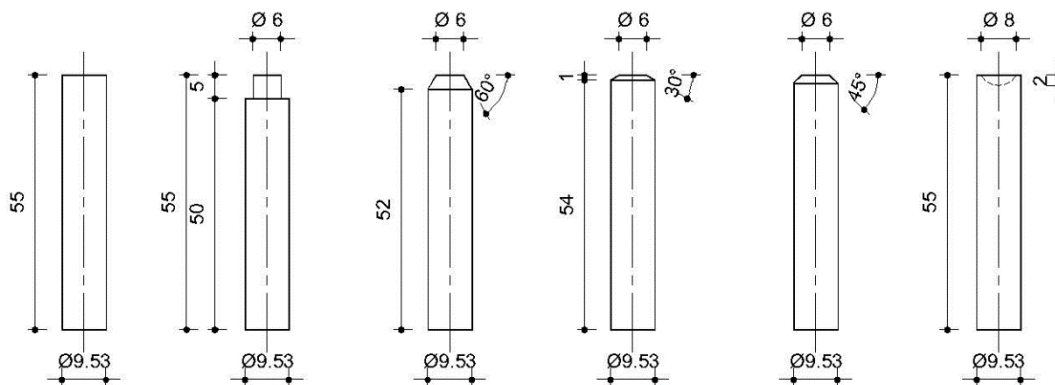
ZYAKHOR, I. V. **Peculiarities of friction welding of dissimilar metals and alloys**. PATON WELDING JOURNAL C/C OF AVTOMATICHESKAIA SVARKA, v. 2000, n. 5, p. 36-44, 2000.

APÊNDICES

Apêndice 1 Testes Preliminares

Testes preliminares foram realizados para avaliar a processabilidade dos materiais, com ampla alteração de parâmetros. Os parâmetros fixos foram a rotação e tempo de forjamento. Os parâmetros variáveis foram o tempo de soldagem, pressão de soldagem, pressão de forjamento. Inicialmente foram feitos testes utilizando-se apenas pontas planas.

Utilizando tempos de soldagem a partir de 15s e reduzindo gradativamente, verificou-se que entre 10 s e 3s, foram obtidas soldas que não se rompiam manualmente.



Além do parâmetro tempo foram utilizados nessa fase os parâmetros apresentados na Tabela a seguir e, posteriormente, as juntas soldadas foram usinadas e submetidas ao ensaio de tração.

Parâmetros dos testes iniciais	
Tempo de soldagem	4s, 7s e 10 s
Pressão de Soldagem	21,6 MPa; 43,3 MPa; 64,9MPa
Pressão Forjamento	21,6MPa; 43,3 MPa; 64,9MPa
Temperatura	Ambiente (Sem preaquecimento)
Rotação	1750 RPM(Fixo)
Tempo de forjamento	6 s (Fixo)

Utilizando-se dos parâmetros mostrados na Tabela anterior, foram feitas três peças soldadas para cada parâmetro de tempo e pressão, totalizando 27 soldas. Foram observados nessa fase aspectos gerais das juntas soldadas, como a quantidade e formato da rebarba formada. Verificou-se que, com a estrutura existente, é possível obter soldas com bom aspecto, formato anular da rebarba, porém muitas vezes dificultada com o aumento da vibração, principalmente quando se utiliza pressões maiores de soldagem.

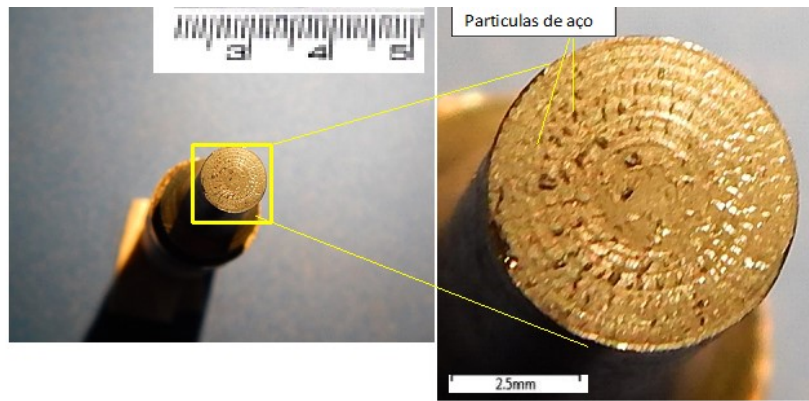
Com as soldas realizadas e as junções obtidas, foram realizados ensaios de tração, cujo resultados são apresentados na Tabela abaixo.

Resultados dos Ensaios de Tração-Testes preliminares						
Pressão soldagem (MPa)	Tempo Soldagem (s)	Limite de Ruptura (MPa)			Média (MPa)	Desvio Padrão
		Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3		
21,6	4	178,7	159,6	163,4	167,2	8,2
21,6	7	135,1	142,1	129,3	135,5	5,2
21,6	10	123,1	102,1	138,7	121,3	15,0
43,3	4	153,7	139,4	161,2	151,4	9,0
43,3	7	153,9	135,6	148,1	145,9	7,6
43,3	10	149,0	122,1	137,1	135,5	64,8
64,9	4	145,6	132,2	114,8	130,9	12,6
64,9	7	135,6	98,1	110,2	114,6	15,6
64,9	10	0	10,1	0	3,37	4,7

Observou-se nos testes preliminares, que normalmente o tempo de soldagem de 10 segundos resultava em queda significativa dos resultados de resistência à tração. Outra observação é que a utilização de pressão de soldagem maior não resultou em aumento da resistência à tração.

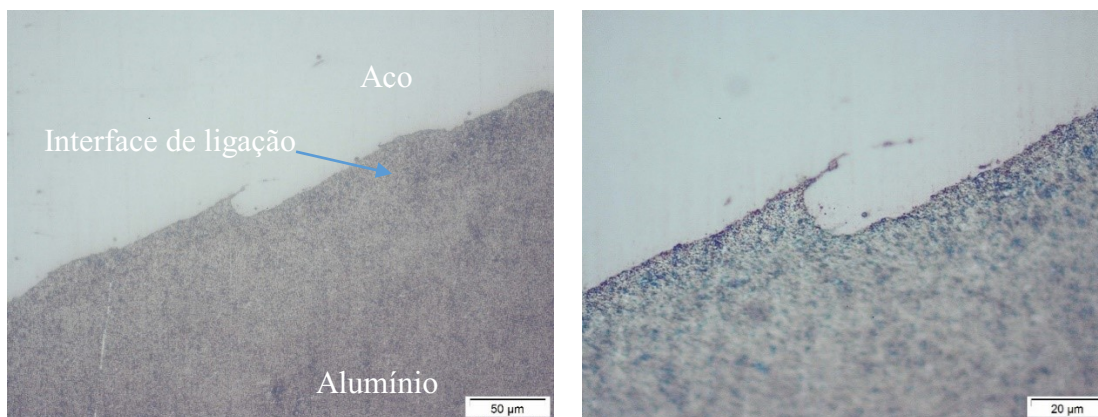
Comparando-se com os resultados obtidos por Tavares (2017), que também realizou soldagem por fricção dos mesmos materiais, os resultados obtidos foram superiores. O máximo de resistência obtido pela autora foi de 144,3 MPa e o máximo obtido por estes preliminares foi de 178,9 MPa.

As rupturas ocorreram na junta soldada de todas as amostras. Analisando a fratura, apresentada na Figura a seguir, observa-se a presença de partículas de aço aderidas na fratura da peça de alumínio.



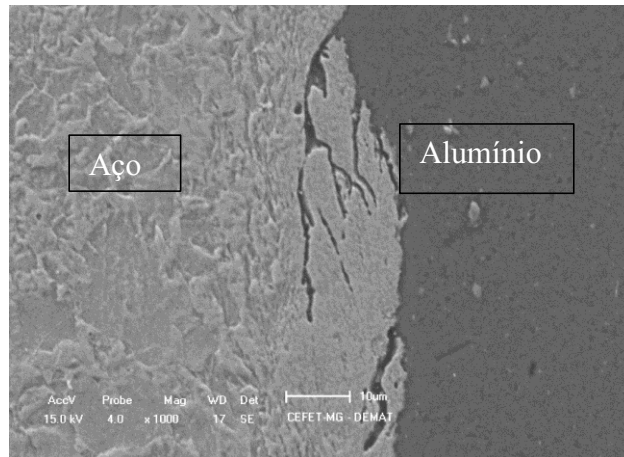
A mesma amostra foi submetida a análises metalográficas em microscópio ótico da marca Olympus, modelo BX3M.

A Figura abaixo apresenta a microscopia da amostra da junção sem ataque químico, constando duas imagens com aumento de 400 vezes e 1000 vezes.

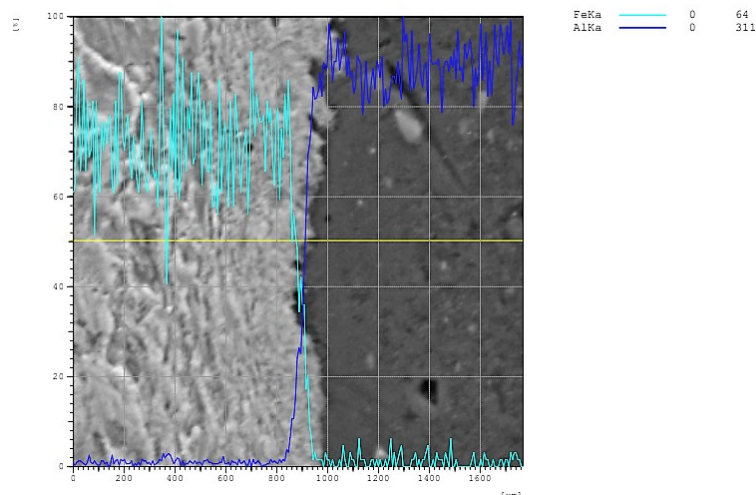


Observa-se nas imagens produzidas no microscópio, com aumento de 400 vezes e 1000 vezes, sem ataque, que a interface de ligação é caracterizada por linha reta, com imperfeições na junta soldada, característica do processo de soldagem por fricção, mais especificamente devido à ocorrência da mistura mecânica entre o alumínio e aço. Essa mistura é extremamente importante na configuração da soldagem por fricção.

A imagem apresentada na Figura a seguir foi gerada no Microscópio Eletrônico por Varredura, da Marca Shimadzu, modelo SSX-550 com aumento respectivamente de 1000 vezes e 2000 vezes, essas imagens confirmam o que foi afirmado na análise utilizando-se o microscópio ótico, mostrando a junta soldada, as deformações resultantes do processo de soldagem por fricção.



Também foi realizada uma análise importante por EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva), análise semiquantitativa, apresentada na Figura a seguir, onde ficou evidente que na região de interface da solda, à medida que se ultrapassa a junção da solda, ocorre a interdifusão entre o alumínio e o aço.


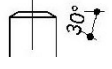

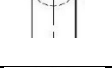
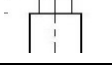


Posteriormente foram feitos Testes preliminares utilizando-se pinos de alumínio com pontas com geometrias alteradas.

As soldas foram realizadas utilizando-se dos melhores parâmetros, que resultaram em maior resistência mecânica, quando da realização das soldas com superfícies planas, ou seja, sendo que esses parâmetros foram Pressão de soldagem de 21,3 MPa, tempo de soldagem de 4s e, seguindo os mesmos procedimentos de preparação das amostras anteriores.





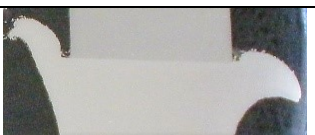



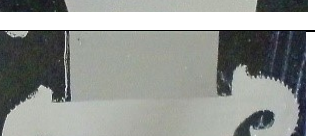
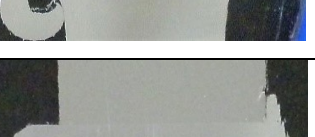
A partir daí foram feitas três soldas com cada superfície e foram obtidas peças soldadas conforme as seguintes amostras.


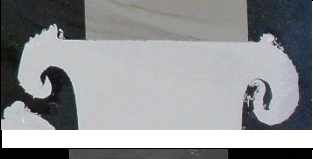
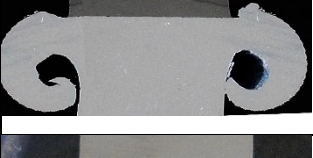
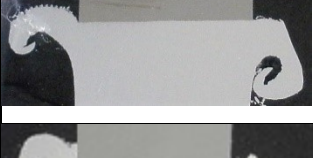
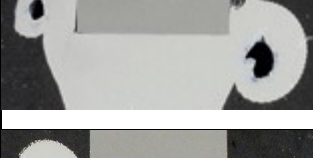
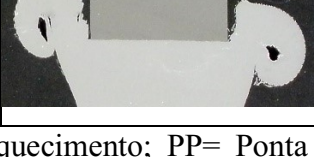
A Tabela abaixo apresenta os resultados dos limites de resistência à tração, com o respectivo tipo de ponta.

Tipo de ponta	Desenho esquemático	Limite de Ruptura (MPa)			Média (MPa)	Desvio Padrão
		Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3		
Cônica 60°		198,1	186,4	192,6	192,4	4,8
Cônica 30°		152,3	163,6	144,5	153,5	7,8
Cônica 45°		168,2	149,5	156,7	158,1	7,6
Abaulada		196,5	178,1	182,4	185,7	7,8
Plana menor		149,2	138,6	129,6	139,1	8,0

Verificou-se que a ponta abaulada e a ponta cônica com inclinação de 60° apresentaram resultados superiores de resistência à tração. Durante a realização da soldagem, verificou-se também que as pontas cônicas e a abaulada proporcionaram, aparentemente, um deslocamento mais suave, com menor vibração.

Apêndice 2. Formação das bordas das soldas realizadas

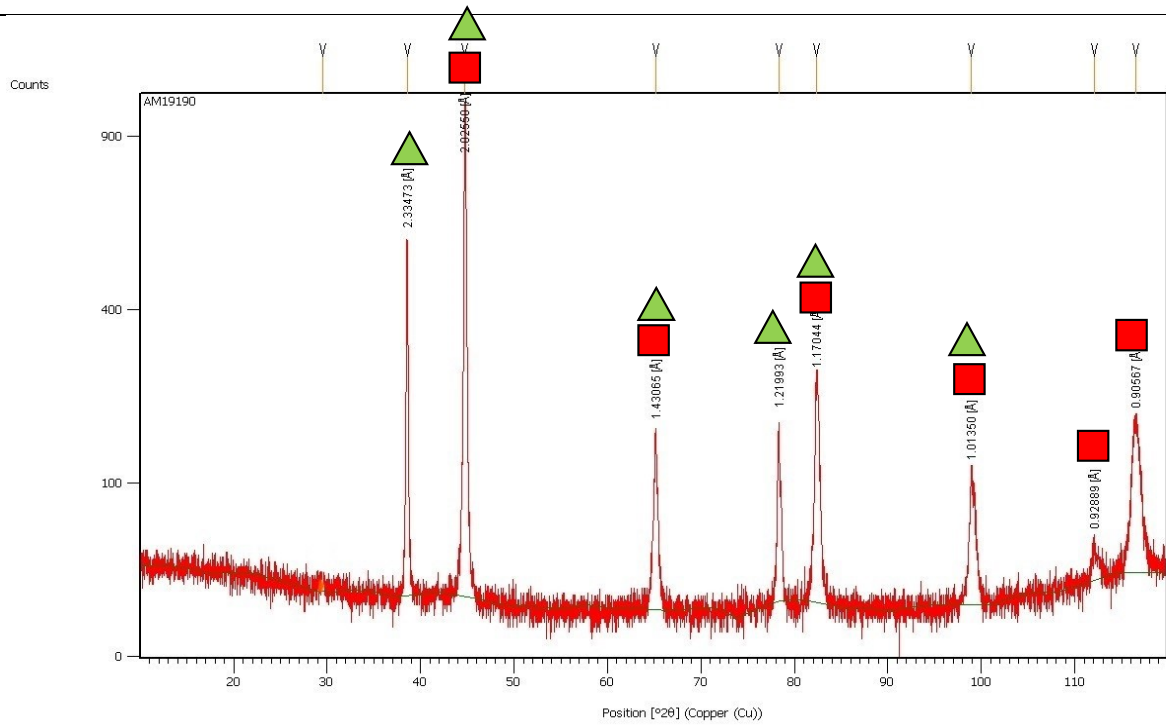
Parâmetros	% redução	Imagem
Ts=4s Ps1=Pf= 21,63MPa SPA -PP	5,45	
Ts=4s Ps1=Pf= 21,63MPa SPA-PC	6,22	
Ts=4s Ps1=Pf= 21,63MPa PA-PP	7,02	
Ts=4s Ps1=Pf= 21,63MPa PA-PC	7,46	
Ts=7s Ps1=Pf= 21,63MPa SPA -PP	7,56	
Ts=7s Ps1=Pf= 21,63MPa SPA-PC	8,51	
Ts=7s Ps1=Pf= 21,63 MPa PA-PP	9,22	
Ts=7s Ps1=Pf= 21,63 MPa PA-PC	9,67	
Ts=4s Ps1=Pf= 37,00 MPa SPA -PP	5,65	
Ts=4s Ps1=Pf= 37,00 MPa SPA-PC	6,38	

Ts=4s Ps1=Pf= 37,00 MPa PA-PP	7,28	
Ts=4s Ps1=Pf= 37,00 MPa PA-PC	7,82	
Ts=7s Ps1=Pf= 37,00 MPa SPA -PP	8,18	
Ts=7s Ps1=Pf= 37,00 MPa SPA-PC	9,13	
Ts=7s Ps1=Pf= 37,00 MPa PA-PP	9,46	
Ts=7s Ps1=Pf= 37,00 MPa PA-PC	10,14	

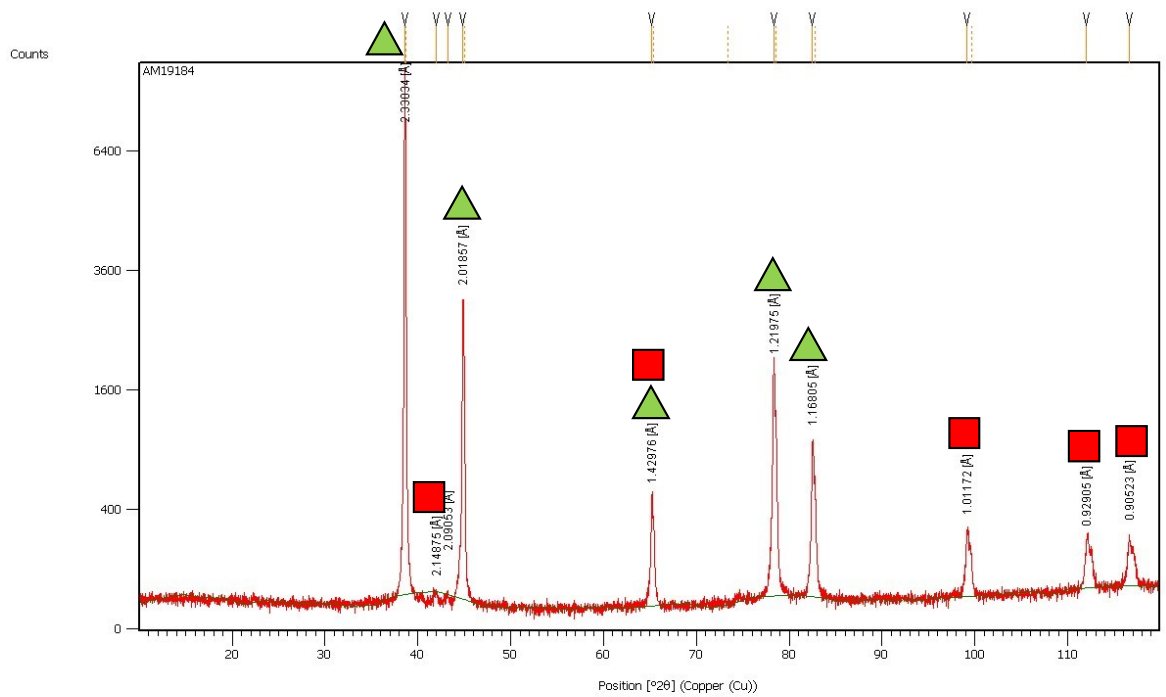
Legenda: PA= Preaquecimento; SPA Sem preaquecimento; PP= Ponta plana e PC=Ponta Cônica

Apêndice 3. Difratogramas


Identificação: AMOSTRA AÇO t=4s P=21,3 MPa sem preaquecimento Ponta Plana




ALUMINIO t=4s P=21,3 MPa sem preaquecimento Ponta Plana

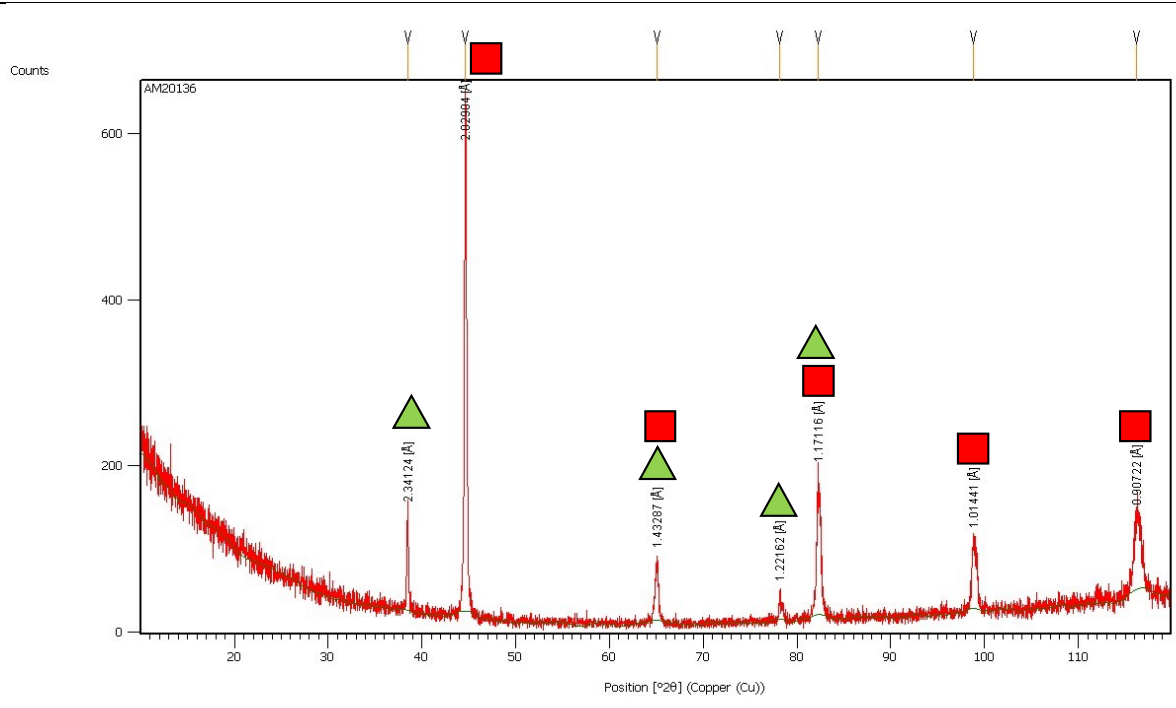


Legenda

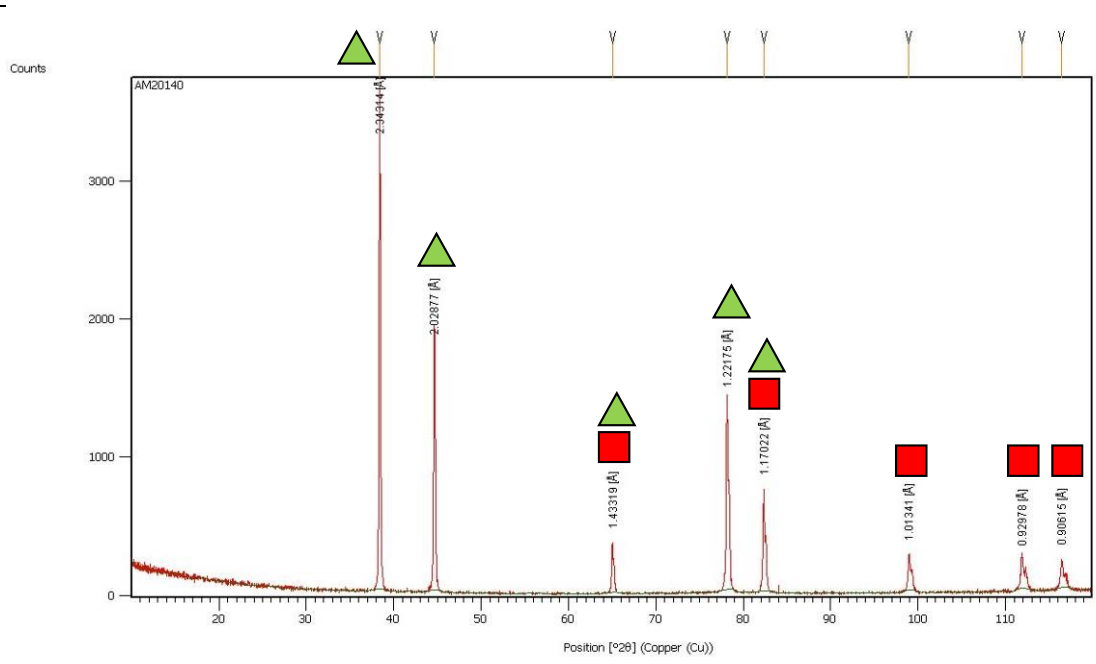
Al 

Fe 

Identificação: AMOSTRA AÇO t=4s P=21,3 MPa sem preaquecimento Ponta Cônica



ALUMINIO t=4s P=21,3 MPa sem preaquecimento Ponta Conica

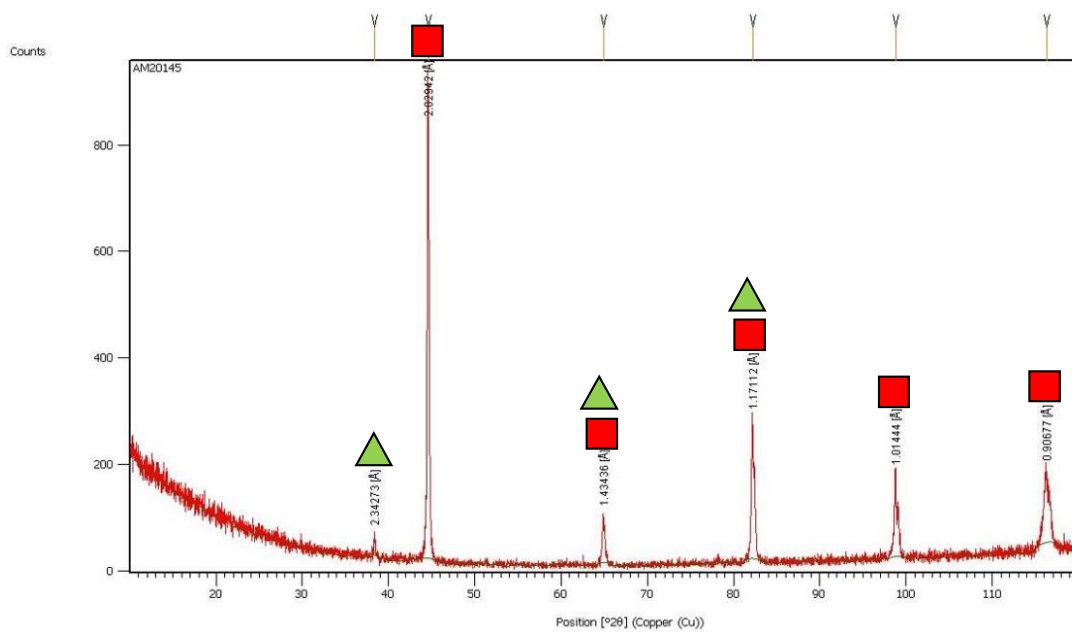


Legenda

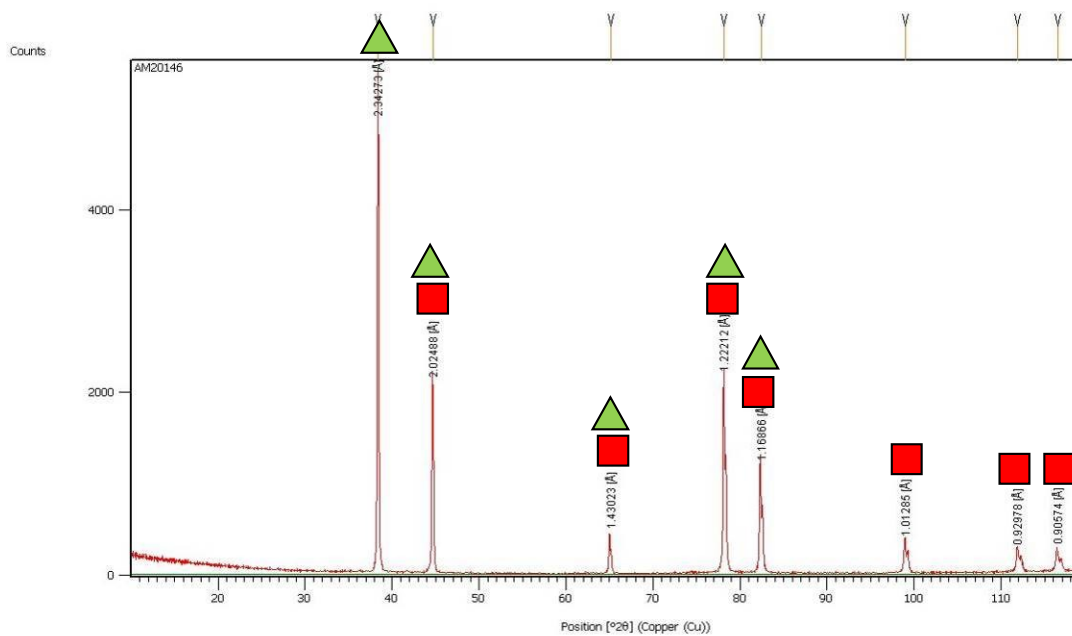
Al

Fe

Identificação: AMOSTRA AÇO t=4s P=21,3 MPa Com preaquecimento Ponta Plana



ALUMINIO t=4s P=21,3 MPa com preaquecimento Ponta Plana

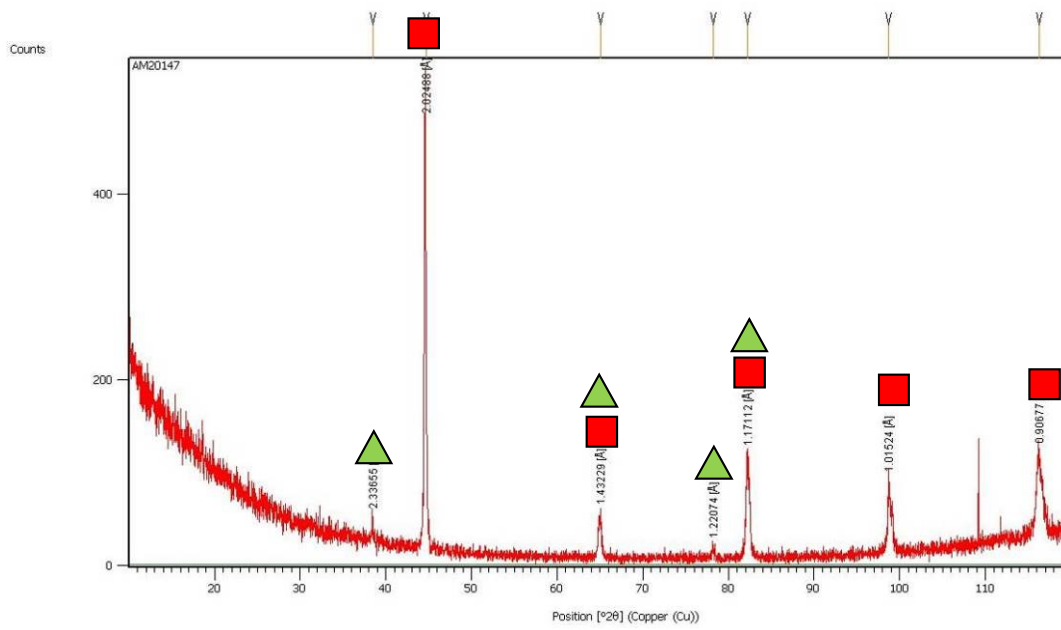


Legenda

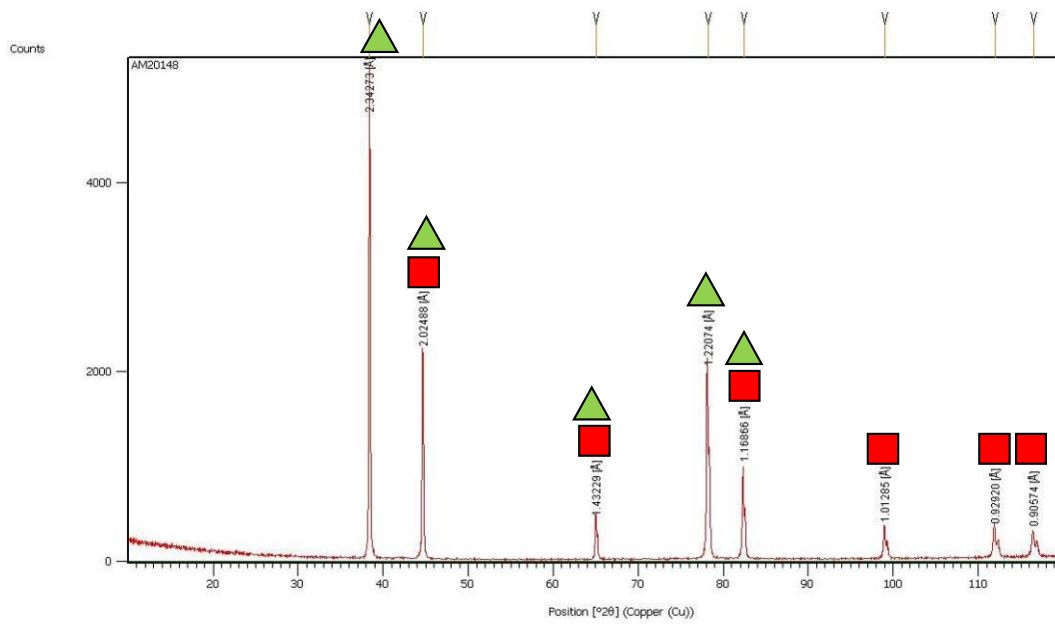
Al ▲

Fe ■


Identificação: AMOSTRA AÇO t=4s P=21,3 MPa com preaquecimento Ponta Cônica




ALUMINIO t=4s P=21,3 MPa com preaquecimento Ponta Cônica

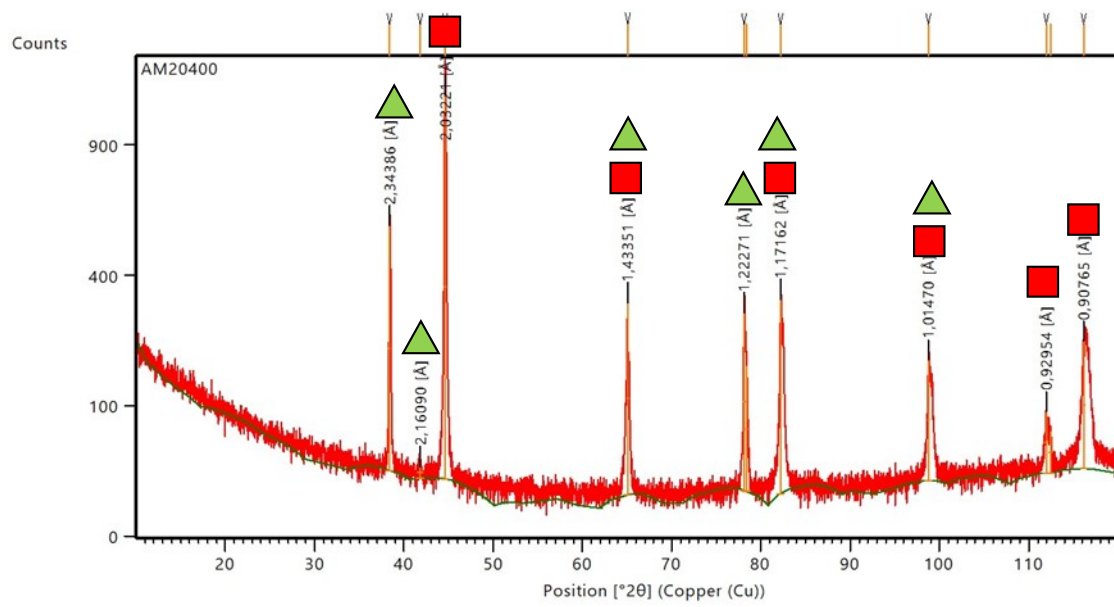


Legenda

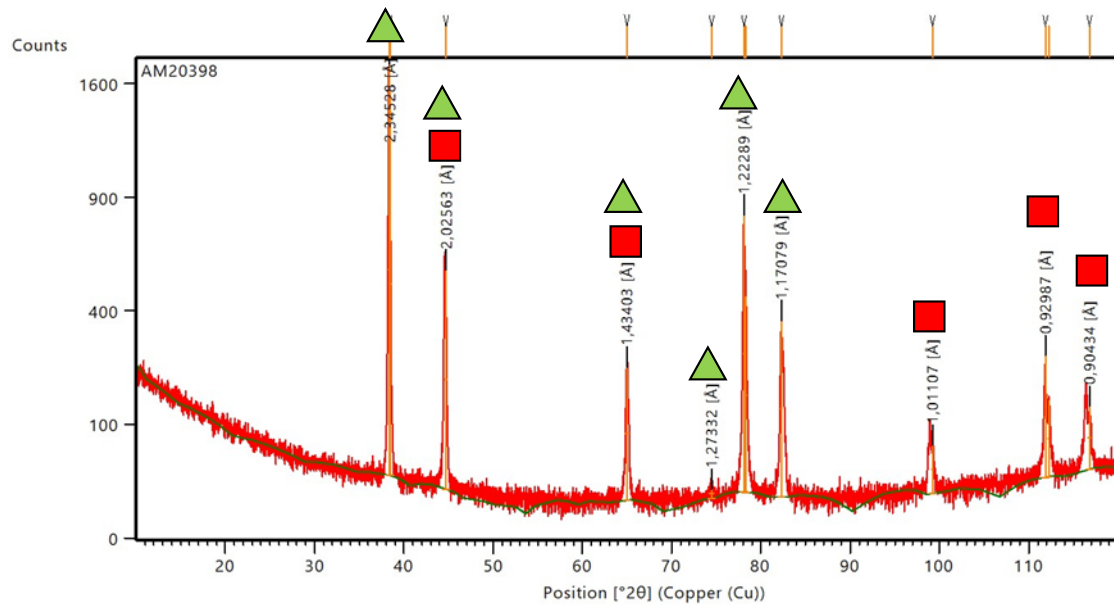
Al 

Fe 


Identificação: AMOSTRA AÇO t=7s P=37,0 MPa Sem preaquecimento Ponta Plana




ALUMINIO t=7s P=37,0 MPa com preaquecimento Ponta Plana

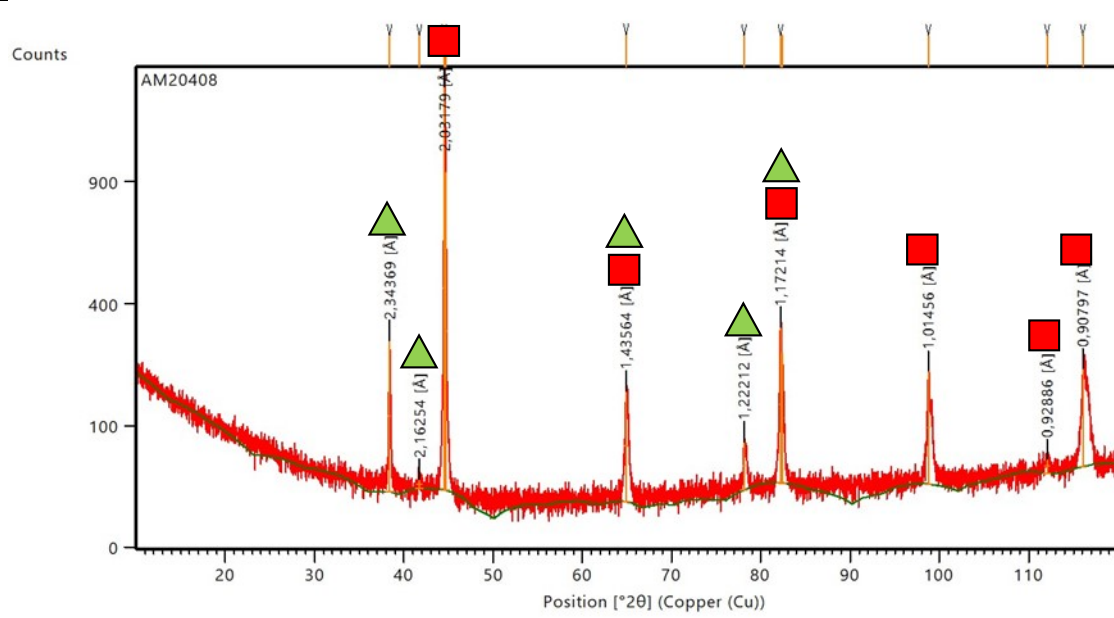


Legenda

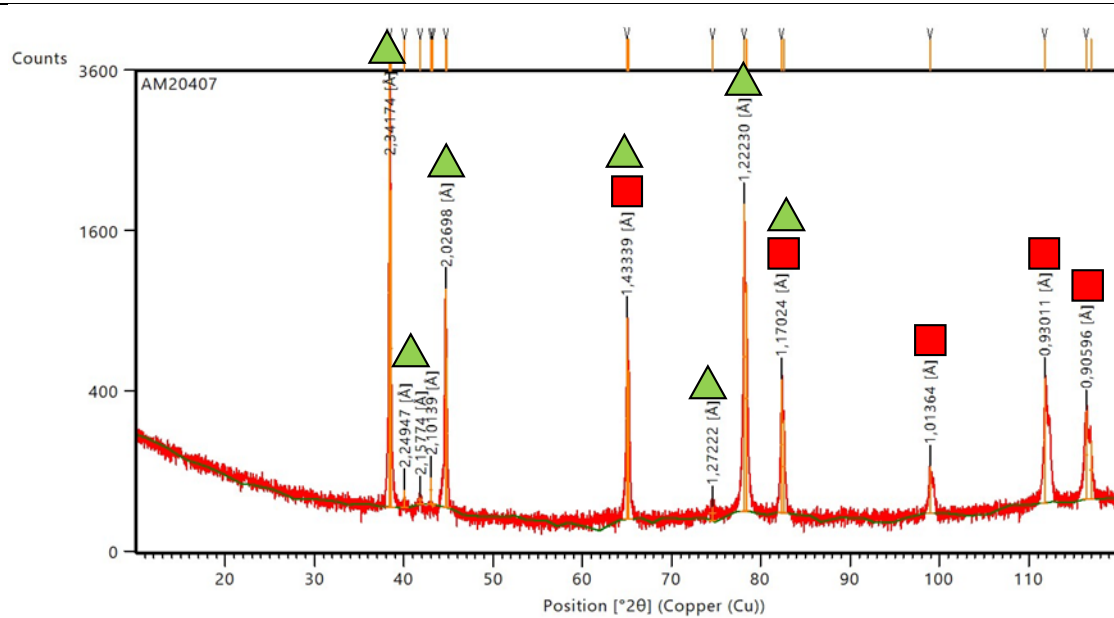
Al 

Fe 


Identificação: AMOSTRA AÇO t=7s P=37,0 MPa Sem preaquecimento Ponta Cônica




ALUMINIO t=7s P=37,0 MPa sem preaquecimento Ponta Ponta Cônica

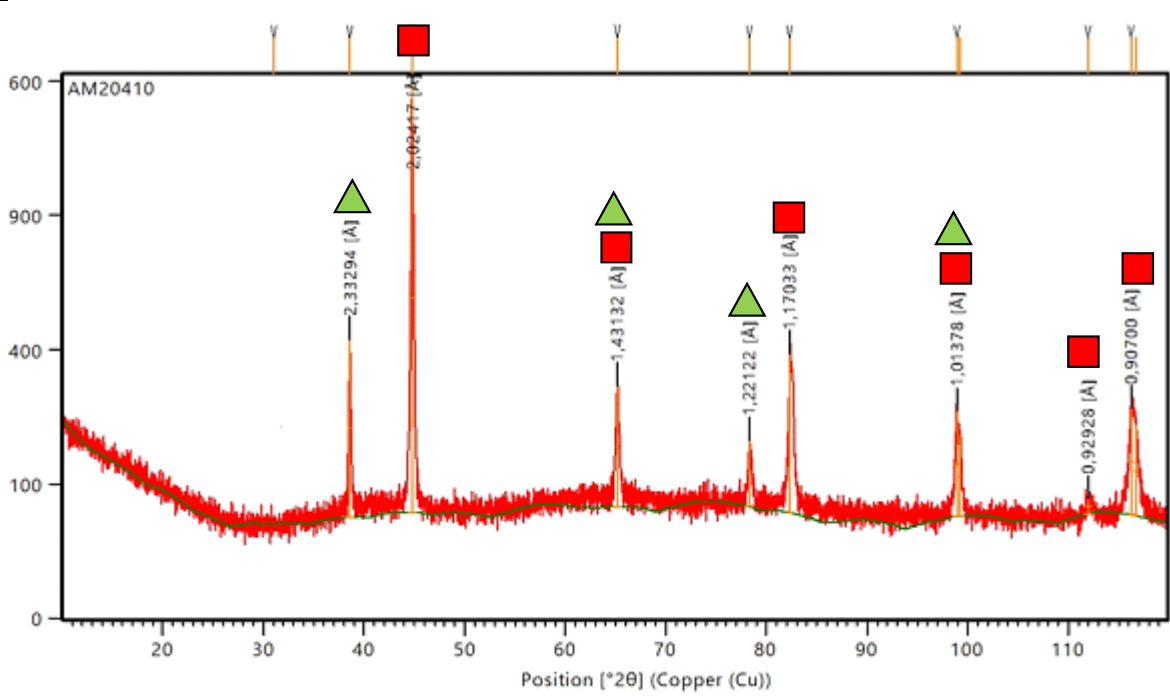


Legenda

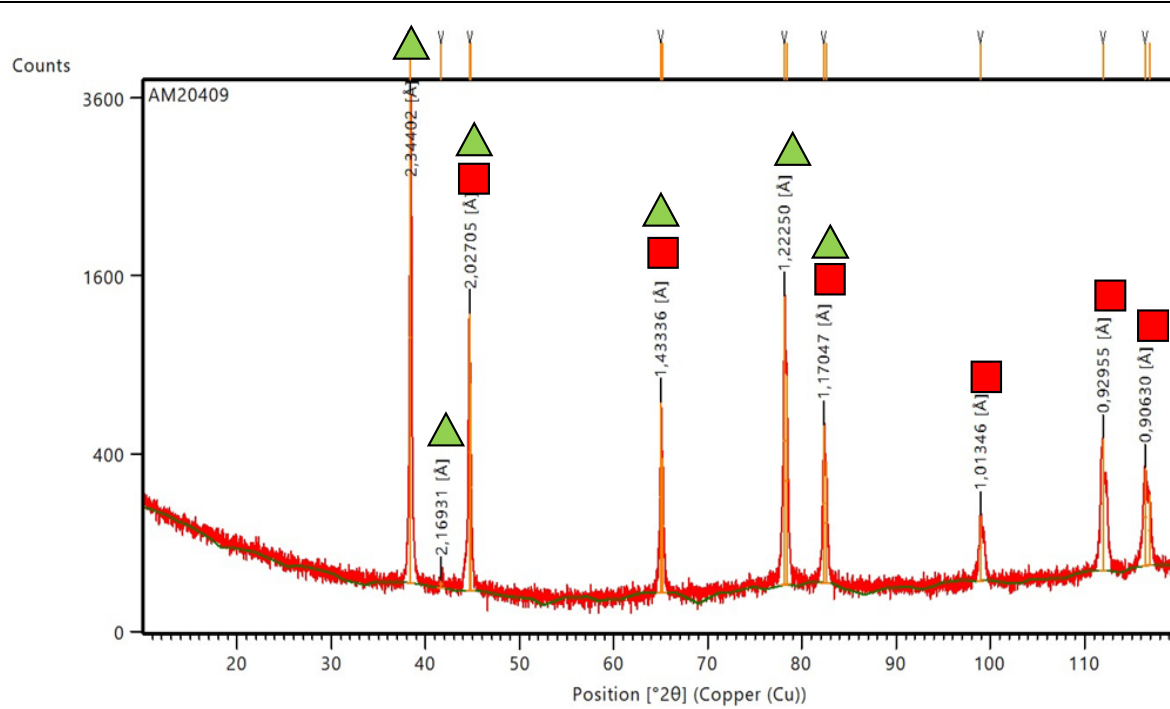
Al 

Fe 

Identificação: AMOSTRA AÇO t=7s P=37,0 MPa com preaquecimento Ponta Plana



ALUMINIO t=7s P=37,0 MPa com preaquecimento Ponta Plana



Legenda

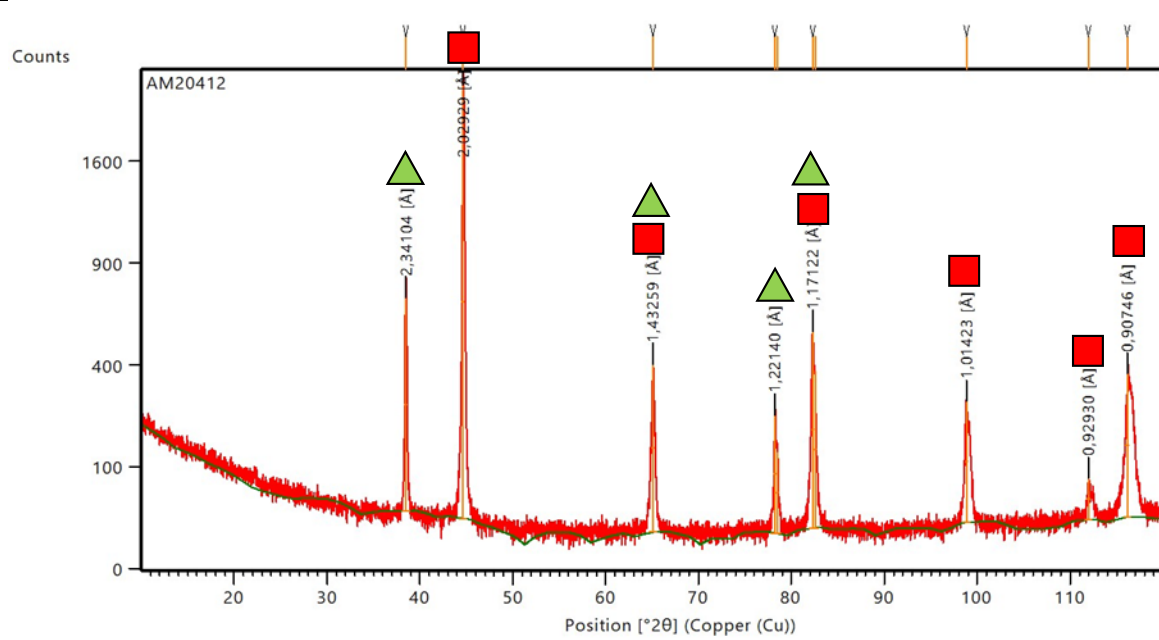
Al



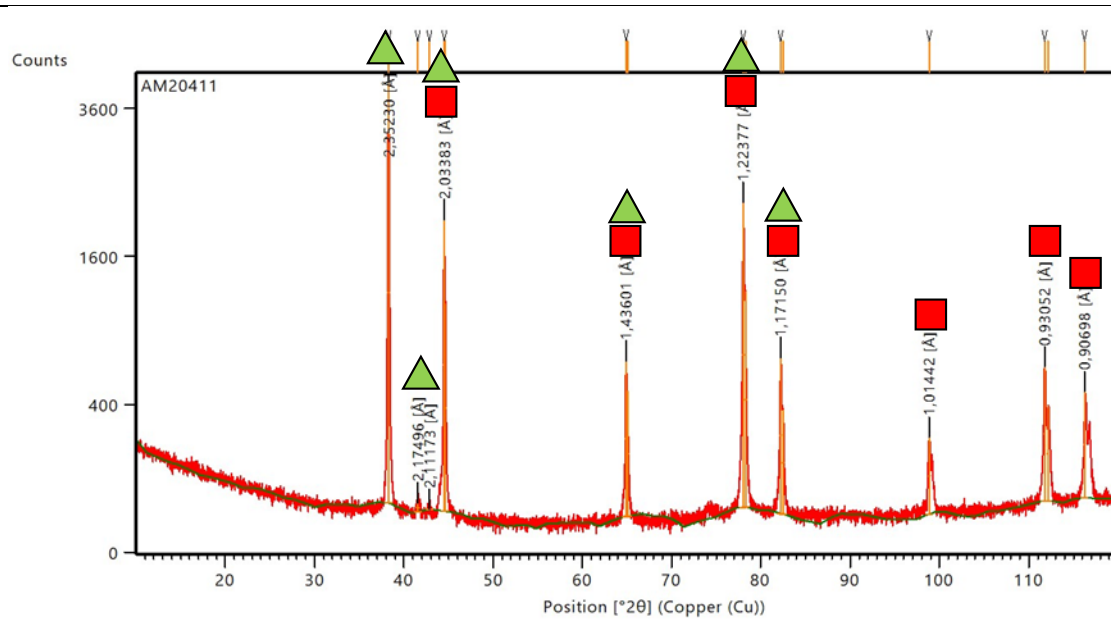
Fe




Identificação: AMOSTRA AÇO t=7s P=37,0 MPa com preaquecimento Ponta Cônica




ALUMINIO t=7s P=37,0 MPa com preaquecimento Ponta Cônica



Legenda

Al 

Fe 

Anexos

Anexo 1. Cartas do ICDD

06-0696		Wavelength= 1.5405					*
Fe		d(A)	Int	h	k	l	
Iron		2.0268	100	1	1	0	
		1.4332	20	2	0	0	
		1.1702	30	2	1	1	
Iron. syn		1.0134	10	2	2	0	
Rad.: CuKα1	λ: 1.5405	Filter: Ni	Beta	d-sp:			
Cut off:	Int.: Diffract.		1/Icor.:				
				.9064	12	3 1 0	
				.8275	6	2 2 2	
Ref: Swanson et al., Natl. Bur. Stand. (U.S.). Circ. 539. IV. 3 (1955)							
Sys.: Cubic		S.G.: Im $\bar{3}m$ (229)					
a: 2.8664	b:	c:	A:	C:			
α:	β:	γ:	Z: 2	mp:			
Ref: Ibid.							
Dx: 7.875	Dm:	SS/FOM: F 6 = 225(.0044 . 6)					
Color: Gray, light gray metallic							
Pattern taken at 25 C. CAS #: 7439-89-6. The iron used was an exceptionally pure rolled sheet prepared at the NBS, Gaithersburg, Maryland, USA., [Moore, G. J. Met., 5 1443 (1953)]. It was annealed in an H2 atmosphere for 3 days at 1100 C and slowly cooled in a He atmosphere. Total impurities of sample <0.0013% each metals and non-metals. γ-Fe (fcc)=(1390 C) δ-Fe (bcc). Opaque mineral optical data on specimen from Meteorite: RR2Re = 57.7, Disp = 16, VHN = 158 (mean at 100, 200, 300). Color values = .311, .316, 57.9. Ref: IMA Commission on Ore Microscopy QDF, W type, Iron SuperGroup, IC-disordered Group. Also called: ferrite.							
PSC: c12. See ICSD 64795 (PDF 85-1410). Mwt: 55.85.							
Volume[CD]: 23.55.							

 © 2001 JCPDS-International Centre for Diffraction Data. All rights reserved
PCPDFWIN v. 2.2

85-1327		Wavelength= 1.54060				C
Al		d(A)	Int	h	k	l
Aluminum		2.3379	999*	1	1	1
		2.0247	455	2	0	0
		1.4316	233	2	2	0
Aluminum		1.2209	228	3	1	1
		1.1689	63	2	2	2
Rad.: CuK α 1 λ : 1.54060 Filter: d-sp: Calculated						
Cut off: 17.7 Int.: Calculated I/Cor.: 4.10						
Ref: Calculated from ICSD using POWD-12++, (1997)						
Ref: Swanson, H.E., Tatge, E., Natl. Bur. Stand. (U.S.), Circ. 539, 359, 1 (1953)						
Sys.: Cubic S.G.: Fm $\bar{3}$ m (225)						
a: 4.0494	b:	c:	A:	C:		
α :	β :	γ :	Z: 4	mp:		
Ref: Ibid.						
Dx: 2.699 Dm: 2.698 ICSD #: 064700						

Peak height intensity. Cu type. PSC: cF4. See PDF 4-787. No R value given. At least one TP missing. Structural reference: Swanson, H.E., Tatge, E., Natl. Bur. Stand. (U.S.), Circ. 539, 359, 1 (1953). Mwt: 26.98. Volume[CD]: 66.40.