

CENTRO UNIVERSITÁRIO FEI
JOÃO PAULO BUORO PERANDINI

**SOLDA POR ATRITO LINEAR EM JUNTAS SIMILARES DAS LIGAS DE
ALUMÍNIO AA2024-T3 E AA7475-T761: análise da tensão residual, dureza, limite de
resistência e avaliação da influência dos parâmetros de processo**

São Bernardo do Campo

2017

JOÃO PAULO BUORO PERANDINI

SOLDA POR ATRITO LINEAR EM JUNTAS SIMILARES DAS LIGAS DE ALUMÍNIO AA2024-T3 E AA7475-T761: análise da tensão residual, dureza, limite de resistência e avaliação da influência dos parâmetros de processo

Dissertação de Mestrado apresentada ao Centro Universitário FEI, como parte dos requisitos necessários à obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica, orientada pelo Prof. Dr. Sérgio Delijaicov.

São Bernardo do Campo

2017

Perandini, João Paulo Buoro.

Solda por atrito linear em juntas similares das ligas de alumínio AA2024-T3 e AA7475-T761: análise da tensão residual, dureza, limite de resistência e avaliação da influência dos parâmetros de processo / João Paulo Buoro Perandini. São Bernardo do Campo, 2017.

177 f. : il.

Dissertação - Centro Universitário FEI.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Delijaicov.

1. Solda por atrito linear. 2. Alumínio. 3. Tensão residual. 4. Planejamento experimental. I. Delijaicov, Sérgio, orient. II. Título.

Aluno: João Paulo Buoro Perandini

Matrícula: 214115-8

Título do Trabalho: Solda por atrito linear em juntas similares das ligas de alumínio AA2024-T3 e AA7475-T761: análise da tensão residual, dureza, limite de resistência e avaliação da influência dos parâmetros de processo.

Área de Concentração: Materiais e Processos

Orientador: Prof. Dr. Sergio Delijaicov

Data da realização da defesa: 27/01/2017

ORIGINAL ASSINADA

Avaliação da Banca Examinadora:

São Bernardo do Campo, 27 / 01 / 2017.

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Sergio Delijaicov

Ass.: _____

Prof. Dr. Adalto de Farias

Ass.: _____

Prof. Dr. Marco Stipkovic Filho

Ass.: _____

A Banca Julgadora acima-assinada atribuiu ao aluno o seguinte resultado:

APROVADO

REPROVADO

VERSÃO FINAL DA DISSERTAÇÃO

**APROVO A VERSÃO FINAL DA DISSERTAÇÃO EM QUE
FORAM INCLUÍDAS AS RECOMENDAÇÕES DA BANCA
EXAMINADORA**

Aprovação do Coordenador do Programa de Pós-graduação

Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

Dedico este trabalho a todas as pessoas que nele se envolveram, e que de alguma forma me ajudaram a torná-lo realidade e uma realização profissional e pessoal.

AGRADECIMENTOS

A Deus por mais esta etapa vitoriosa em minha vida.

A meus pais, Jair e Angélica, pelo constante apoio emocional e compreensão em muitos momentos de ausência. Meu irmão, Prof. Dr. Luiz Augusto Perandini e sua esposa, Prof. Dra. Patrícia Chimin Perandini, por me incentivarem a ingressar no Programa de Mestrado.

A minha namorada, Valéria, por toda a paciência e compreensão que teve comigo ao longo desta jornada, me cobrando quando necessário e comemorando as conquistas diárias.

Ao Prof. Dr. Sérgio Delijaicov, pela confiança em mim depositada, paciência, ensinamentos e motivação nos momentos de dificuldade.

Ao Prof. Dr. Adalto de Farias, pela contribuição durante a execução das soldas, bem como constantes discussões e proposições a cerca do andamento deste trabalho.

Ao Laboratório de Estruturas Leves (LEL) do IPT, na pessoa do Dr. Hugo B. Resende e seus colaboradores, Mário H. F. Batalha, Luís Felipe Pini, Leonardo Lara Tajiri e Daniel Pereira por todo o suporte técnico e material para execução das soldas em suas instalações.

A Empresa Brasileira de Aeronáutica S.A. (Embraer) por fornecer as chapas dos materiais utilizados neste trabalho.

A Heat Tech Tecnologia em Tratamento Térmico e Engenharia de Superfícies Ltda, na pessoa do Dr. Carlos E. Pinedo, pela realização do tratamento térmico e nitretação nas ferramentas utilizadas para a solda.

A KSB Válvulas Ltda, pela compreensão nos momentos em que estive ausente para a realização deste trabalho.

A Spectris do Brasil, pela utilização do difratômetro instalado em sua sede na cidade de São Paulo.

Aos técnicos do Centro de Laboratórios da Mecânica (CLM) da FEI, pelos treinamentos e constante suporte na utilização das instalações e dos equipamentos.

“Tu te tornas eternamente responsável por
aquilo que cativas”

Antoine de Saint-Exupéry

RESUMO

A solda por atrito linear (FSW) é um processo inventado e patenteado em 1991 por Thomas, W.M. et al., no The Weld Institute (TWI) do Reino Unido. Compreende uma técnica conceitualmente simples, que consiste em unir materiais no estado sólido, sejam eles similares ou dissimilares, através de altas taxas de deformação plástica. Surgiu inicialmente para utilização em ligas de alumínio, e logo despertou interesse de outras áreas da indústria, devido a sua versatilidade, sustentabilidade e ao seu baixo consumo de energia. Os setores aeronáutico e aeroespacial são áreas com grande interesse no desenvolvimento e conhecimento desta técnica, pois há grande dificuldade na união das ligas de alumínio de alta resistência mecânica, séries 2xxx e 7xxx, pelas técnicas convencionais de solda, como, por exemplo, fusão de metal de adição, devido a porosidade e perda de propriedades mecânicas. O presente trabalho investigou a influência dos parâmetros do processo como rotação, velocidade de avanço e ângulo de inclinação nos resultados força axial, torque e temperatura, após a realização da solda por atrito linear em juntas similares nas ligas de alumínio AA2024-T3 e AA7475-T761. Encontrou-se grande dependência da rotação para garantir o aporte térmico necessário a deformação plástica do material ser soldado. Já o ângulo de inclinação teve influência no acabamento da solda e conseqüente aparecimento de rebarbas. Também avaliou a microdureza, a tensão residual e o limite de resistência destas juntas. Para a microdureza encontrou-se em ambos os casos uma redução da microdureza na zona termicamente afetada pelo calor, afastada aproximadamente de 4 a 6 mm da linha de centro da solda. Os resultados de tensão residual apontaram para valor máximo de 81 MPa no lado do avanço da corrida 27 da liga AA2024-T3, enquanto que para a liga AA7475-T761 encontrou-se o valor máximo de 57 MPa, também na corrida 27. Não encontrou-se dependência da velocidade de avanço com a tensão residual longitudinal. E por fim o limite de resistência representou eficiência de aproximadamente 84% do valor do metal base para a liga AA2024-T3, enquanto que para a liga AA7475-T761 este valor foi aproximadamente 76%.

Palavras chave: Solda por atrito linear, Alumínio, Tensão residual, Planejamento experimental.

ABSTRACT

Friction stir welding (FSW) is a welding process invented and patented in 1991 by Thomas, W.M. et al., at The Weld Institute (TWI), UK. Comprises a extremely simple technique, which consists in joint materials in solid state, independently if similar or dissimilar materials, through higher rates of plastic deformation. This process initially emerged for use in aluminum alloys, and soon attracted interest of other industrial areas, due to its versatility, sustentability and its low energy consumption. Aeronautic and aerospace industries are the areas with huge interest in developing knowledge of this technique, because of the difficulty in joining aluminum alloys of high strength resistance, 2xxx and 7xxx series, by the convencional welding methods, like fusion welding, due to porosity and loss of mechanical properties in the joint. This research investigated the influence of process parameters like rotational speed, welding speed and tilt angle on the results of forging force, torque and temperature, after friction stir welding of similar butt joints of aluminum alloys AA2024-T3 and AA7475-T761. It was found high dependence on rotational speed to guarantee the necessary heat input to plastically deform the material. The tilt angle influenced weld finishing surface and consequent flash. Also investigated the microhardness, residual stress and tensile strength of these joints. Microhardness tests found, in both materials, reduction of values in the heat affected zone, far away from the centre line by 4 to 6 mm. Residual stress results showed a maximum of 81 MPa at advancing side in run 27 of aluminum alloy AA2024-T3, whereas to alloy AA7475-T671 it was found maximum 57 MPa, also in run 27. It was not found evidence of relation between welding speed and longitudinal residual stress. And finally, tensile strength showed approximately 84% of efficiency to AA2024-T3, whereas to AA7475-T761 this value was approximately 76%.

Key words: Friction stir welding, Aluminum, Residual stress, Design of experiments

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Evolução dos processos de soldagem ao longo do tempo	23
Figura 2 – Ilustração de um catamarã.....	25
Figura 3 – Painéis pré-fabricados por FSW.....	26
Figura 4 – Embarcação The USS Freedom	26
Figura 5 – Painel bruto de alumínio série 6000, feito sob medida pelo processo FSW	27
Figura 6 – Estrutura de alumínio com painéis duplos	28
Figura 7 – Braço de suspensão fabricado com duas extrusões unidas por FSW.....	28
Figura 8 – Tanque externo de combustível	29
Figura 9 – Mercedes SL com o tunel central e os painéis do assoalho fabricados por FSW	30
Figura 10 – Cofre do motor fabricado utilizando o processo FSW.....	31
Figura 11 – Sequência do processo FSW	33
Figura 12 – Esquema da secção transversal FSW apresentando as várias regiões da solda: A, material não afetado ou metal base; B, zona afetada pelo calor; C, zona afetada termomecanicamente; D, zona de mistura (nugget)	37
Figura 13 – Fotografia do pino utilizado na requisição da patente do processo	38
Figura 14 – Tipos de ombros utilizados	39
Figura 15 – Características do ombro.....	40
Figura 16 – Tipos de pinos utilizados.....	41
Figura 17 – Variações do pino Whorl. (a) Formato oval. (b) Formato pá. (c) Três lados planos. (d) Formato três lados reentrantes. (e) Formato de espiral variável.....	42
Figura 18 – Pino MX Triflute.....	42
Figura 19 – Tipos de pino desenvolvidos no TWI para variadas espessuras e tipos de junta..	43
Figura 20 – Variações do pino Flared-Triflute. (a) Sulcos neutros. (b) Sulcos à esquerda. (c) Sulcos à direita. (d) Detalhe do pino em que as arestas podem ter uma inclinação neutra, à esquerda ou à direita.....	44
Figura 21 – Ferramenta Skew-Stir mostrando possíveis pontos focais e o detalhe do pino A-Skew	44
Figura 22 – Defeito tipo hooking, processo FSW em junta sobreposta na liga de magnésio AZ31-B-H24, rotação 2000 rpm, velocidade de avanço 20 mm/min e pino com 2,0 mm de comprimento.....	45
Figura 23 – Regressões lineares: a) relação entre o diâmetro do ombro e do pino e a espessura da chapa; b) relação entre o diâmetro do ombro e o do pino.....	46

Figura 24 – Sistema de coordenadas.....	48
Figura 25 – Tipos de juntas para FSW: (a) junta de topo, (b) junta de topo em L, (c) junta de topo em T, (d) junta sobreposta, (e) multiplas juntas sobrepostas, (f) junta sobreposta em T, (g) junta de filete.....	50
Figura 26 – Ferramenta para SSFSW	51
Figura 27 – Adaptação do projeto para utilização do processo FSW	51
Figura 28 – Efeito dos parâmetros do processo na zona de mistura: (a) 300 rpm e 51 mm/min; (b) 900 rpm e 203 mm/min.	52
Figura 29 – Variação da microestrutura no centro do nugget com a variação da rotação e velocidade de avanço e força axial constantes.....	53
Figura 30 – Formação de rebarba após o processo FSW.....	57
Figura 31 – Formação de vazios no processo FSW: a) formação de vazio no lado do avanço, b) formação de túnel e c) formação de vazio na superfície sob o ombro.	57
Figura 32 – Exemplo de kissing bond: a) secção transversal perpendicular a direção da solda do AA5083, b) detalhe do kissing bond em uma junta de AA5083.	58
Figura 33 – Microestrutura apresentando trinca na raiz da solda	59
Figura 34 – Sistema de classificação das ligas de alumínio	61
Figura 35 – Liga 2024 fundida mostrando a estrutura complexa de fases múltiplas. Ataque com 10% de ácido fosfórico, aumento 455X.....	63
Figura 36 – Liga 2024 fundida e tratada mostrando que a estrutura complexa de fases múltiplas foi reduzida a duas principais fases ricas em ferro e ao soluto Al_2CuMg . Esta última fase também forma precipitado de Widmænstatten durante subsequente resfriamento lento. Ataque com 10% de ácido fosfórico, aumento 460X.....	64
Figura 37 – Efeito da fase $MgZn_2$ e da fase $MgZn_2$ com magnésio em excesso nas propriedades de tração de um laminado de alumínio 99,95%	66
Figura 38 – Perfil de dureza do alumínio recozido (AA5083-O) versus trabalhado à frio (AA5083-H231).....	69
Figura 39 – Envelhecimento natural do AA7075-T651.....	71
Figura 40 – Espectro eletromagnético	73
Figura 41 – Exemplos de tensões macro (Tipo I) à esquerda e tensões micro (Tipo II e III) à direita	77
Figura 42 – Campo de tensão e temperatura ao redor do processo de solda	78
Figura 43 – Histórico de tensão em função da temperatura, ABCD, para o ponto X à borda da solda	78

Figura 44 – Desenvolvimento das tensões residuais em uma barra engastada em um suporte não-deformável considerando material elástico perfeitamente plástico com a resistência ao escoamento dependente da temperatura	80
Figura 45 – Tensão residual longitudinal normalizada pelo dimensão do ombro.....	82
Figura 46 – Tensões residuais longitudinais e transversais ao longa da espessura de uma junta similar AA7449	83
Figura 47 – Tensões residuais longitudinais e transversais na superfície a meia espessura de uma junta dissimilar AA6082/AA5083	83
Figura 48 – Orientação de corte transversal (à esquerda) e longitudinal (à direita).....	84
Figura 49 – Distribuição das tensões residuais em uma junta FSW AA6013-T4	85
Figura 50 – Tensão residual longitudinal em uma junta FSW com 1,5 mm de espessura na liga de alumínio AA6082-T6.....	87
Figura 51 – Evolução da tensão residual longitudinal em uma liga de alumínio AA2199-T8, função da carga aplicada pelo rolo tensionador.....	88
Figura 52 – Modelo genérico de um processo.....	91
Figura 53 – Delineamento central composto $2^3 = 8$ pontos fatoriais + 6 pontos axiais + pontos centrais.....	94
Figura 54 – Planejamento do trabalho de pesquisa	95
Figura 55 – Ferramenta para solda por FSW.....	98
Figura 56 – Esboço da chapa e a área hachurada submetida ao processo de limpeza, espessura 1,6 mm.....	100
Figura 57 – Equipamento para solda por atrito linear (FSW) (a) e o detalhe do cabeçote de solda da máquina (b).....	101
Figura 58 – Dispositivo de fixação das chapas.....	101
Figura 59 – Esboço sem escala da fixação da chapa, espessura 1,6 mm.....	102
Figura 60 – Vista da ferramenta durante a solda por atrito linear	103
Figura 61 – Câmera térmica FLIR T450sc	104
Figura 62 – Esboço sem escala do corte para o corpo de prova de microdureza, metalografia e micrografia, e de tração, com 1,6 mm de espessura	105
Figura 63 – Microdurômetro Shimadzu HMV-2.....	106
Figura 64 – Microscópio óptico Olympus BX60MF5	107
Figura 65 – Microscópio Zeiss Axio Scope A1	108
Figura 66 – Difratômetro Xstress 3000 G2R.....	109
Figura 67 – MTS modelo 810, com detalhe das garras hidráulicas	111

Figura 68 – Corpos de prova normalizados (a) e não normalizados (b) para ensaio de tração	111
Figura 69 – MEV CamScan modelo CS3200LV	112
Figura 70 – Dados extraídos do GG-7, corrida 21, AA2024-T3, rotação 1539 rpm	113
Figura 71 – Solda na liga de alumínio AA2024-T3 corrida 5 e AA7475-T761 corrida 3, com bom acabamento superficial.....	114
Figura 72 – Solda na liga de alumínio AA2024-T3 corrida 13 e AA7475-T761 corrida 22, com excesso de rebarba.....	115
Figura 73 – Esboço sem escala da posição da ferramenta em relação a chapa, com os diferentes ângulos de inclinação	116
Figura 74 – Resultados para a liga AA2024-T3, variável força axial: a) Gráfico Pareto; b) Superfície de resposta; c) Valores observados vs previstos; d) Valores observados vs resíduos	120
Figura 75 – Superfície de resposta, variável dependente força axial, liga AA2024-T3	121
Figura 76 – Resultados para a liga AA2024-T3, variável dependente torque: a) Gráfico Pareto; b) Superfície de resposta.....	123
Figura 77 – Resultados para a liga AA2024-T3, variável dependente torque: a) Gráfico Pareto; b) Superfície de resposta.....	124
Figura 78 – Superfície de resposta, variável dependente temperatura, liga AA2024-T3	125
Figura 79 – Gráfico Pareto, variável dependente força axial, liga AA7475-T761	127
Figura 80 – Superfície resposta, variável dependente força axial, liga AA7475-T761	127
Figura 81 – Valores observados vs previstos (a), e valores observados vs resíduos (b), variável dependente força axial, liga AA7475-T761	128
Figura 82 – Superfície de resposta, variável dependente força axial, liga AA7475-T761	128
Figura 83 – Resultados para variável dependente torque, liga AA7475-T761: a) gráfico Pareto; b) superfície resposta	130
Figura 84 – Gráfico Pareto, variável dependente temperatura, liga AA7475-T761	131
Figura 85 – Valores observados vs previstos (a), e valores observados vs resíduos (b), variável dependente temperatura, liga AA7475-T761	132
Figura 86 – Superfície resposta, variável dependente temperatura, liga AA7475-T761	132
Figura 87 – Perfil de microdureza Vickers, medida superficial, corridas 11 e 12 da liga de alumínio AA2024-T3	136
Figura 88 – Perfil de microdureza Vickers, medida superficial, corridas 11 e 12 da liga alumínio AA7475-T761	137

Figura 89 – Macrografia e micrografia da liga AA2024-T3, corrida 11	140
Figura 90 – Macrografia e micrografia da liga AA2024-T3, corrida 12	141
Figura 91 – Macrografia e micrografia da liga AA7475-T761, corrida 11	142
Figura 92 – Macrografia e micrografia da liga AA7475-T761, corrida 12	143
Figura 93 – Tensão residual transversal, corridas 27 e 28, liga AA2024-T3	146
Figura 94 – Tensão residual longitudinal, corridas 27 e 28, liga AA2024-T3	146
Figura 95 - Tensão residual transversal, corridas 27 e 28, liga AA7475-T761.....	147
Figura 96 – Tensão residual longitudinal, corridas 27 e 28, liga AA7475-T761	148
Figura 97 – Campo vetorial de forças durante a solda, sem escala	150
Figura 98 – Corpos de prova após ensaio de tração	154
Figura 99 – Corpo de prova após ensaio de tração, detalhe da região de falha (a) e (b).....	155
Figura 100 – MEV na liga de alumínio AA7475-T761, metal base.....	156
Figura 101 – MEV na liga de alumínio AA7475-T761, falha na ZTA	156
Figura 102 – MEV na liga de alumínio AA7475-T761, falha na ZM.....	157

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Materiais de ferramenta utilizados no FSW de juntas de topo.....	47
Tabela 2 – Tamanho de grão na zona de mistura de ligas de alumínio tratadas termicamente	54
Tabela 3 – Nomeclatura das ligas de alumínio obtidas através de trabalho mecânico	60
Tabela 4 – Designação básica das têmperas	67
Tabela 5 – Principais tipos de têmpera T e suas principais características.....	68
Tabela 6 – Resumo das tensões residuais longitudinais para ligas série 2xxx e 7xxx.....	89
Tabela 7 – Limites da composição química do alumínio AA2024.....	96
Tabela 8 – Propriedades mecânicas da liga de alumínio AA2024-T3.....	96
Tabela 9 – Limites da composição química do alumínio AA7475.....	97
Tabela 10 – Propriedades mecânicas da liga de alumínio AA7475-T761	97
Tabela 11 – Valores máximos e mínimos das variáveis independentes	98
Tabela 12 – Planejamento experimental para as ligas AA2024-T3 e AA7475-T761	99
Tabela 13 – Dados técnicos da câmera térmica FLIR T450sc.....	104
Tabela 14 – Parâmetros utilizados para medição de tensão residual	110
Tabela 15 – Dados de saída do GG-7, liga de alumínio AA2024-T3.....	117
Tabela 16 – Dados de saída do GG-7, liga de alumínio AA7475-T761	118
Tabela 17 – ANOVA para a variável dependente força axial, liga AA2024-T3	119
Tabela 18 – ANOVA para a variável dependente torque, liga AA2024-T3.....	122
Tabela 19 – ANOVA para a variável dependente temperatura, liga AA2024-T3.....	124
Tabela 20 – ANOVA para a variável dependente força axial, liga AA7475-T761	126
Tabela 21 – ANOVA para a variável dependente torque, liga AA7475-T761.....	129
Tabela 22 – ANOVA para a variável dependente temperatura, liga AA7475-T761	131
Tabela 23 – Passo da solda para cada corrida, ligas AA2024-T3 e AA7475-T761	134
Tabela 24 – Força axial, ligas AA2024-T3 e AA7475-T761	134
Tabela 25 – Temperatura, ligas AA2024-T3 e AA7475-T761	135
Tabela 26 – Resultados do ensaio de tração e eficiência da solda.....	152
Tabela 27 – Tensão residual transversal (TRT), liga AA2024-T3	175
Tabela 28 – Tensão residual longitudinal (TRL), liga AA2024-T3	175
Tabela 29 – Tensão residual transversal (TRT), liga AA7475-T761	175
Tabela 30 – Tensão residual longitudinal (TRL), liga AA7475-T761	176

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Aluminum Alloy
AISI	American iron and steel institute
Al	Alumínio
ANOVA	Análise de variância
ASTM	American society for testing and materials
CFC	Cúbica de face centrada
CLM	Centro de laboratórios mecânicos
CNC	Comando numérico computacional
CP	Corpo de prova
Cr	Cromo
Cu	Cobre
DOE	Design of experiments
END	Ensaio não destrutivo
Fe	Ferro
FSP	Friction stir processing
FSSW	Friction stir spot welding
FSW	Friction stir welding
FS	Friction surfacing
FW	Friction welding
HAZ	Heat affected zone
IPT	Instituto de Pesquisas Tecnológicas
ISO	International Standardization Organization
LEL	Laboratório de Estruturas Leves
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
PCBN	Nitreto de boro cúbico
PE	Planejamento experimental
PM	Parent metal
Mn	Manganês
Mg	Magnésio
MB	Metal base
Ni	Níquel
NZ	Nugget zone

Si	Silício
SSFSW	Stationary shoulder friction stir welding
TRL	Tensão residual longitudinal
TRT	Tensão residual transversal
TMAZ	Thermomechanically affected zone
Ti	Titânio
TWI	The welding institute
ZM	Zona de mistura
ZTMA	Zona termomecanicamente afetada
ZTA	Zona termicamente afetada
Zn	Zinco

LISTA DE SÍMBOLOS

TM	Marca Comercial
q_0	Potência líquida (W)
μ	Coefficiente de atrito efetivo entre a ferramenta e a peça a ser soldada
P	Pressão aplicada (MPa)
ω	Rotação da ferramenta (rpm)
R	Raio do ombro (mm)
n	Ordem de difração
λ	Comprimento de onda do raio-X (nm)
d	Distância entre planos cristalinos no reticulado (nm)
θ	Ângulo de difração (°)
ν	Coefficiente de Poisson
ψ	Ângulo psi (°)
χ	Ângulo chi (°)
ϕ	Ângulo phi (°)
e	Deformação de engenharia (%)
S_{LR}	Tensão limite de resistência de engenharia (MPa)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	23
1.1	MOTIVAÇÃO DO TRABALHO	24
1.2	ESTADO DA ARTE	25
1.3	OBJETIVOS.....	31
1.4	ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO	32
2	REVISÃO DA LITERATURA	33
2.1	O PROCESSO FSW (FRICTION STIR WELDING)	33
2.1.1	Terminologia do processo FSW	34
2.1.2	Vantagens do processo	34
2.1.3	Limitações do processo	35
2.1.4	Regiões da solda	35
2.1.5	Regiões da microestrutura	36
2.1.6	Parâmetros do processo	37
<i>2.1.6.1</i>	<i>Geometria e material da ferramenta</i>	<i>37</i>
<i>2.1.6.2</i>	<i>Parâmetros de solda</i>	<i>47</i>
<i>2.1.6.3</i>	<i>Solda quente, intermediária e fria</i>	<i>48</i>
2.1.7	Tipos de junta	49
2.2	MICROESTRUTURA	52
2.2.1	Evolução da microestrutura	52
<i>2.2.1.1</i>	<i>Zona de mistura (ZM)</i>	<i>52</i>
<i>2.2.1.2</i>	<i>Zona termomecanicamente afetada (ZTMA)</i>	<i>55</i>
<i>2.2.1.3</i>	<i>Zona termicamente afetada (ZTA)</i>	<i>55</i>
2.2.2	Imperfeições, defeitos e falhas da solda	56
2.3	ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	60
2.3.1	Alumínio série 2xxx	61

2.3.2	Alumínio série 7xxx.....	64
2.3.3	Designação dos tipos de tratamento térmico (têmpera) das ligas de alumínio.....	66
2.3.3.1	<i>Designação das têmperas para as ligas tratáveis termicamente.....</i>	<i>67</i>
2.3.4	FSW nas ligas de alumínio não-tratáveis termicamente	69
2.3.5	FSW nas ligas de alumínio tratáveis termicamente.....	70
2.4	DIFRATOMETRIA POR RAIOS-X E TENSÃO RESIDUAL.....	72
2.4.1	Raios-X.....	72
2.4.2	Difração por raios- X na medição da tensão residual.....	73
2.4.3	Tensão residual.....	75
2.4.4	Tensão residual no processo FSW	80
2.4.4.1	<i>Técnicas para redução da tensão residual no processo FSW</i>	<i>86</i>
2.4.4.2	<i>Resumo dos resultados de medição da tensão residual no processo FSW</i>	<i>89</i>
2.5	PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	90
2.5.1	Princípios básicos do PE.....	92
2.5.2	Delineamento central composto.....	93
3	METODOLOGIA E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	95
3.1	MATERIAIS E MÉTODOS	96
3.1.1	Chapas de alumínio.....	96
3.1.2	Ferramenta	97
3.1.3	Definição dos parâmetros de solda.....	98
3.1.4	Preparação dos corpos de prova.....	99
3.1.5	Equipamento para solda pelo processo FSW	100
3.1.6	Medição de temperatura	103
3.1.7	Microdureza	105
3.1.8	Metalografia	107
3.1.9	Tensão residual.....	109
3.1.10	Ensaio de tração e fractografia	110

4	ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	113
4.1	DADOS DO EQUIPAMENTO GG7	113
4.2	INSPEÇÃO VISUAL DAS CHAPAS	114
4.3	ANÁLISE ESTATÍSTICAS DOS DADOS.....	117
4.3.1	Análise para a liga AA2024-T3.....	119
<i>4.3.1.1</i>	<i>Força axial.....</i>	<i>119</i>
<i>4.3.1.2</i>	<i>Torque</i>	<i>122</i>
<i>4.3.1.3</i>	<i>Temperatura.....</i>	<i>123</i>
4.3.2	Análise para a liga AA7475-T761.....	125
<i>4.3.2.1</i>	<i>Força axial.....</i>	<i>125</i>
<i>4.3.2.2</i>	<i>Torque</i>	<i>129</i>
<i>4.3.2.3</i>	<i>Temperatura.....</i>	<i>130</i>
4.3.3	Discussão	133
4.4	MICRODUREZA VICKERS.....	135
4.5	METALOGRAFIA.....	138
4.5.1	Discussão	143
4.6	TENSÃO RESIDUAL.....	145
4.6.1	Discussão	148
4.7	TRAÇÃO E FRACTOGRAFIA.....	152
4.7.1	Resultados do ensaio de tração.....	152
4.7.2	Resultados da fractografia.....	155
4.7.3	Discussão	157
5	CONCLUSÕES.....	160
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	162
	REFERÊNCIAS	163
	APÊNDICE A – Desenho dimensional da ferramenta.....	169
	APÊNDICE B – Desenho dimensional do corpo de prova de tração.....	170

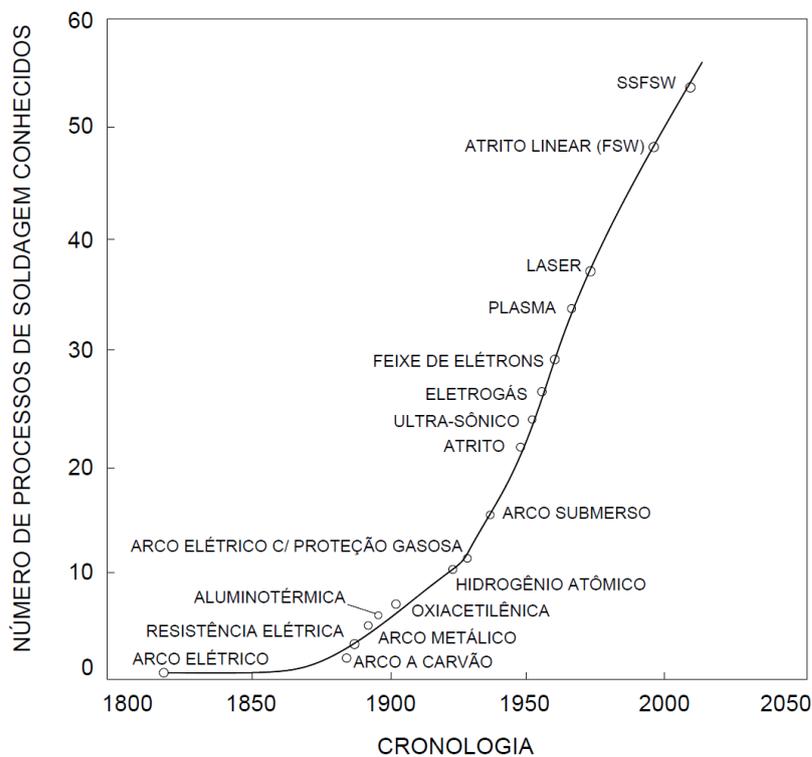
APÊNDICE C – Inspeção visual das chapas soldadas material AA2024-T3	171
APÊNDICE D – Inspeção visual das chapas soldadas material AA7475-T761 .	173
APÊNDICE E – Tabelas.....	175
ANEXO A – Desenho dimensional do difratômetro	177

1 INTRODUÇÃO

Os processos de solda nasceram com o objetivo de auxiliar a fabricação de praticamente qualquer equipamento, partindo de pequenas partes, que, ao serem unidas ordenadamente, formam uma estrutura maior e por fim, resultando em um conjunto a que se pode chamar de equipamento. Os processos de solda por fusão são amplamente difundidos no ambiente da engenharia, entretanto eles apresentam, como qualquer outro processo, suas limitações, sejam elas em relação ao custo de produção ou a dificuldade de execução. Porém, mesmo com suas limitações são processos consolidados.

O início destes processos de solda por fusão data do ano 1800, com a descoberta do arco elétrico por Sir Humphry Davy. Posteriormente, por volta dos anos 1920, foram inventados os processos de solda por resistência elétrica, por resistência térmica e oxiacetilênica. A Figura 1 indica a curva de invenção e desenvolvimento destes processos ao longo dos anos.

Figura 1 – Evolução dos processos de soldagem ao longo do tempo



Fonte: Autor “adaptado de” Wainer et al., 2011.

Entretanto, a necessidade de se unir materiais com características completamente distintas, fez com que surgissem processos de solda, chamados de solda no estado sólido, onde não há necessidade de um arco elétrico para executá-la e também não há deposição de um metal de adição entre as partes soldadas. O fato de não exigir um metal de adição tornou este processo extremamente interessante e viável, pois minimizou e/ou eliminou problemas relacionados ao processo de solda por fusão, como por exemplo, poros, trincas, etc. A este processo deu-se o nome de friction welding (FW) ou solda por atrito, que consiste em unir duas peças fabricadas em materiais dissimilares, através do atrito rotativo e da força axial, sendo uma das peças estacionária e a outra rotativa. Este processo é amplamente utilizado na indústria automobilística na fabricação de válvulas para motores, em eixos de transmissão, etc e já é utilizado a mais de 60 anos pela indústria. Porém, é um processo limitado a movimentos rotativos. Esta limitação fez com que, em 1991, W.M. Thomas e outros pesquisadores do The Welding Institute (TWI) do Reino Unido, inventassem e patenteassem um processo de união no estado sólido chamado de Friction Stir Welding (FSW) (THOMAS et al., 1991), sendo este processo inicialmente aplicado à ligas de alumínio (MISHRA; MAHONEY, 2007). No Brasil ainda não há uma nomenclatura padronizada, assim o presente trabalho irá adotar a nomenclatura solda por atrito linear (FSW). As possíveis aplicações do processo FSW atingem praticamente todas as grandes áreas da engenharia. São elas: aeroespacial, aeronáutica, naval, ferroviária e automotiva (THREADGILL et al., 2009).

1.1 MOTIVAÇÃO DO TRABALHO

Desde a invenção deste processo, muitos estudos relacionados a avaliação da microestrutura, caracterização de propriedades mecânicas, bem como a busca pelo entendimento pleno sobre o comportamento da junta soldada, têm sido feitos em países da Europa, Ásia e América do Norte (PAIVA, 2009). Esta constante pesquisa fez com que ao longo destes anos, novos processos surgissem, todos eles variantes do FSW, como por exemplo o Friction Stir Spot Welding (FSSW) ou Solda por atrito pontual com pino não consumível, o Friction Stir Processing (FSP) ou Processamento por atrito linear (FARIAS, 2015) e mais recentemente o Friction Surfacing (FS) ou Revestimento superficial por atrito. Porém, no Brasil este é um assunto relativamente novo e com boa perspectiva para ser estudado pelos grupos de pesquisa das universidades. Há um grande interesse da indústria em ter este processo muito bem conhecido, controlado e definido, pois com o constante aumento da competitividade, maiores são as exigências em relação a que os processos sejam

ambientalmente corretos e coesos, que a massa dos equipamentos seja reduzida sem que o desempenho seja afetado e que os custos preferencialmente sejam reduzidos. Sendo assim, o entendimento deste processo é de fundamental importância, e para tal, decidiu-se estudá-lo. Há ainda que ser pontuado como fator motivacional para este trabalho a baixa incidência de estudos realizados em chapas de espessura nominal 1,6 mm na liga AA2024, e ainda mais baixa na liga AA7475, cuja aplicação é mais restrita (DURSUN; SOUTIS, 2014).

1.2 ESTADO DA ARTE

A solda por atrito linear (FSW), como dito anteriormente, foi inventada em 1991, e tão logo tornou-se conhecida, despertou o interesse das grandes indústrias.

A primeira aplicação comercial deu-se na fabricação de painéis ocios de alumínio, utilizados em caixas de gelo para armazenamento de peixes em barcos de pesca. Estes painéis foram fabricados de perfis de alumínio extrudado, pela empresa SAPA, da Suécia (GIVI; ASADI, 2014).

Já o início da industrialização do FSW deu-se por volta de 1996 pela indústria da construção naval, fabricando catamarãs. Catamarãs em sua essência são dotados de dois cascos e, sobre eles, uma plataforma, conforme pode-se observar na Figura 2 a seguir.

Figura 2 – Ilustração de um catamarã

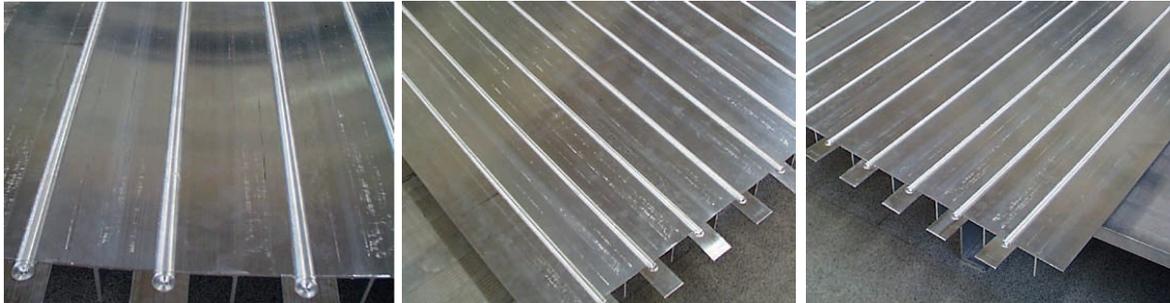


Fonte: Autor “adaptado de” Barthez, 2009.

Devido a baixa quantidade de calor imposta pelo processo durante a solda, há pouca ou nenhuma distorção dimensional (MISHRA; MA, 2005). Assim, o FSW torna-se muito interessante na fabricação de painéis a serem utilizados no convés, parede, em anteparos e no piso de embarcações da indústria naval. A Figura 3 ilustra estes painéis, que tem precisão

acurada e necessitaram de pouco ajuste durante a montagem final, pontuando favoravelmente à sua utilização (ESAB, [s.d.]).

Figura 3 – Panéis pré-fabricados por FSW



Fonte: Autor “adaptado de” ESAB.

Outro exemplo de aplicação destes painéis, mas já no ano de 2006, foi na fabricação da embarcação “The USS Freedom”, onde foram utilizadas mais de 12 milhas (aproximadamente 19 quilômetros) de solda pelo processo FSW. A Figura 4 ilustra o momento que a embarcação é lançada ao mar. Os painéis foram fabricados pela empresa Friction Stir Link, Inc. e a montagem final pela Marinette Marine (NELSON et al., 2011).

Figura 4 – Embarcação The USS Freedom



Fonte: Autor “adaptado” de Nelson et al., 2011.

Outra indústria de grande porte que prontamente se interessou pelo FSW foi a aeroespacial. A pioneira em utilizar este processo de maneira industrial foi a Boeing, em

1998, na fabricação dos tanques de combustível de foguete, através dos programas Delta II e IV. Em 1999 o foguete Delta II foi lançado com sucesso. Foi reportado à época grande redução de tempo e de custos na fabricação, inclusive que o custo do FSW chegava apenas a surpreendentes 20% do custo para rebitemento (ESAB, [s.d.]).

Ainda em 1998 foi formada uma parceria entre o TWI e as empresas automobilísticas BMW, Daimler-Chrysler, Ford, General Motors, Land Rover, Volvo, Tower Automotive e EWI. O objetivo era estudar o alumínio bruto feito sob medida utilizados em painéis de porta, ilustrado pela a Figura 5, e demonstrar a aplicação do FSW para eixos de transmissão e estruturas espaciais (THOMAS et al., 2006).

Figura 5 – Painel bruto de alumínio série 6000, feito sob medida pelo processo FSW

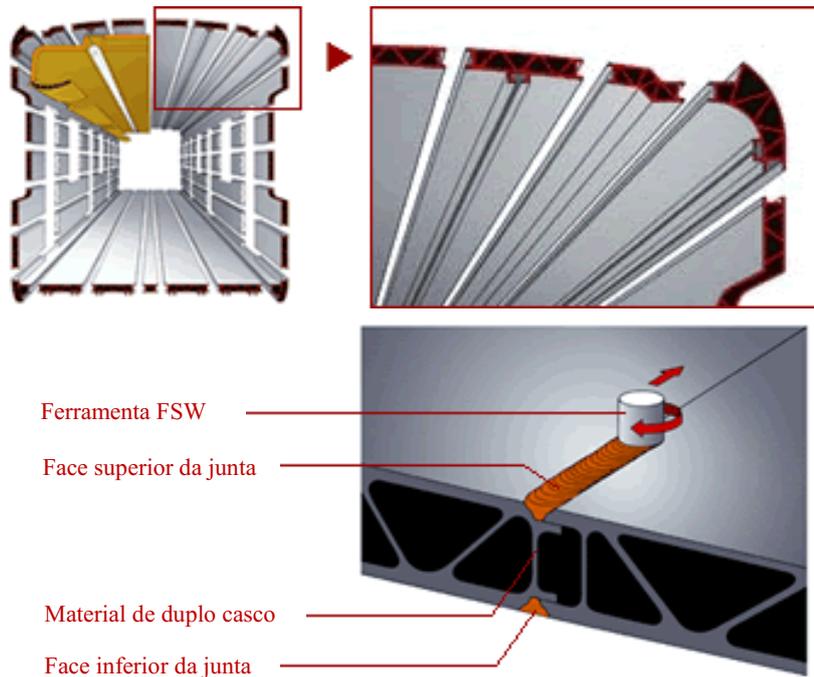


Fonte: Autor “adaptado de” Thomas et al., 2006.

Em 2001 foi a vez da indústria de trens demonstrar que já havia se interessado pelo processo FSW e que estava implementando-o em seus processos produtivos. A Hitachi do Japão foi uma das pioneiras nesta área. Primeiramente, foi necessário modificar a maneira de construir o corpo do trem. Então, surgiu o que eles chamaram de “A-Train Concept”, em que se utilizavam de painéis duplos de alumínio extrudado, com seção transversal tipo treliça, que faziam função de casco, estrutura e revestimento interior ao mesmo tempo, conforme ilustrado pela Figura 6. Esta modificação resultou em redução de peso, porém sem perder em rigidez.

Com o processo FSW, as soldas foram feitas em ambos os lados do painel (Figura 6). Assim, o corpo do trem pode ser fabricado com alta qualidade e precisão, extendendo a utilização deste conceito para todos os tipos de trem: comuns, expressos e até os de alta velocidade (HITACHI, 2002).

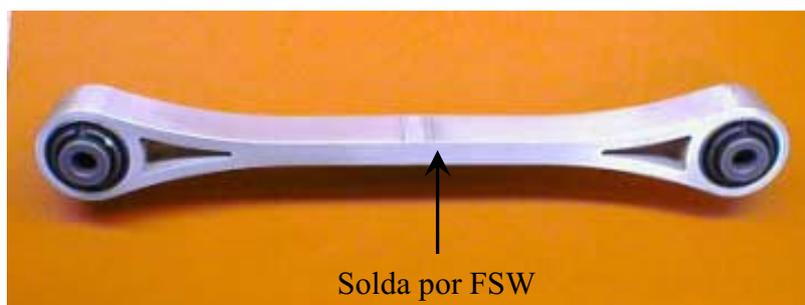
Figura 6 – Estrutura de alumínio com painéis duplos



Fonte: Autor “adaptado de” Hitachi, 2002.

Em 2002, a fabricante de componentes automobilísticos, Tower Automotive, revolucionou a fabricação dos braços de suspensão, implementando o processo FSW, conforme ilustra a Figura 7. Interessante seria fabricar esta peça de uma única vez, extrudando o perfil final e apenas seccionando o comprimento necessário. Porém, com o aumento do tamanho da peça, há perda de precisão no processo de extrusão e aumento do custo por massa de material. Isto é o cenário indesejável. Assim, a Tower optou por extrudar as duas extremidades, uni-las pelo processo FSW e posteriormente seccioná-las no comprimento desejado (GIVI; ASADI, 2014).

Figura 7 – Braço de suspensão fabricado com duas extrusões unidas por FSW



Fonte: Autor “adaptado de” Smith et al., 2001.

Em 2003 a empresa ONE Aviation (antes Eclipse Aerospace) desenvolveu o avião Eclipse 500 very ligh jet (VLJ) utilizando-se do processo FSW. O processo desenvolvido era 6 vezes mais rápido que o rebiteamento automatizado e 60 vezes mais rápido que o rebiteamento manual (CHRISTNER; MCCOURY; HIGGINS, 2003). O Eclipse 500 tinha 263 soldas por FSW, correspondentes a 136 m de solda em comprimento, que substituíram nada menos que 7.378 fixadores convencionais (GIBSON, 2015). Esta mudança ainda fez com que as juntas soldadas tivessem uma eficiência mecânica superior a junta rebitada da ordem de 2,4 vezes em resistência a tração estática e a vida em fadiga igual ou superior a junta rebitada, superando facilmente o requisito de ciclo de vida 8 (CHRISTNER; MCCOURY; HIGGINS, 2003).

Na esteira deste desenvolvimento vieram a Embraer, validando esta tecnologia para as aeronaves Legacy 450 e Legacy 500, e a Airbus, incorporando a solda FSW na união da fuselagem com o casco da asa das aeronaves A340 e A350 (GIBSON, 2015).

Já no início dos anos 2000 a NASA deu início a um programa de melhoria na fabricação dos tanques externos de combustível, Figura 8, utilizados no lançamento do ônibus espacial. O desafio inicial foi a redução de peso e aumento da resistência mecânica da liga de alumínio já utilizada em construções anteriores. Este desafio foi vencido: a empresa Lockheed Martin Laboratories desenvolveu a liga de alumínio-lítio 2195, porém houve muita dificuldade em executar as juntas soldadas e a eficiência destas tinham propriedades mecânicas muito baixas. Então, decidiu-se desenvolver o processo de solda FSW. Esta decisão foi um sucesso e além do mais desenvolveu-se uma ferramenta com pino retrátil para que a solda pudesse ser executada ao longo de regiões com diferentes espessuras (NASA, 2001). O lançamento do ônibus espacial deu-se no ano 2010 e não foi reportado nenhum problema (BERGIN, 2010).

Figura 8 – Tanque externo de combustível



Fonte: Bergin, 2010.

Possivelmente, as duas aplicações mais recentes a que se tem conhecimento são das empresas Mercedes e Honda.

Em 2012, o carro Mercedes SL, projeto com o corpo todo em alumínio, utilizou o processo FSW para união de painéis de alumínio extrudado para o assoalho e também na fabricação do túnel central, ambos ilustrados na Figura 9. A aplicação do FSW resultou em redução da quantidade de peças, eliminação de retrabalho pós-solda, acarretando em redução de custo (MEYER, 2012). No geral o veículo ficou 110kg mais leve e 20% mais rígido que seu antecessor (MEYER, 2012).

Figura 9 – Mercedes SL com o tunel central e os painéis do assoalho fabricados por FSW



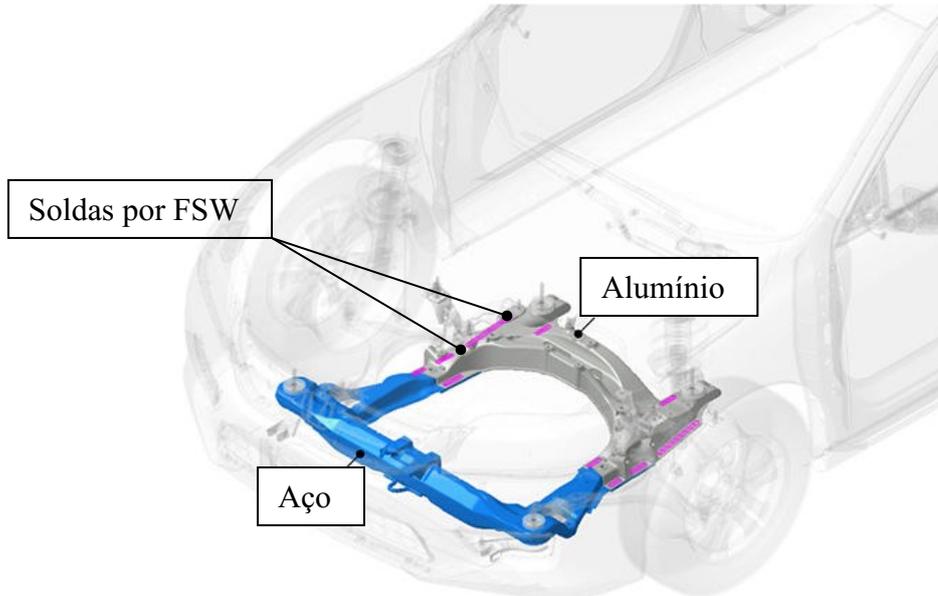
Fonte: Autor “adaptado de” Meyer, 2012.

A Honda por sua vez, no mês de setembro de 2012, fez um anúncio oficial em seu site global: estavam iniciando a utilização do processo FSW na fabricação de uma subestrutura com materiais dissimilares (aço e alumínio), em todas as novas versões do veículo Accord. Esta subestrutura é o cofre do motor, como pode-se observar na Figura 10 a seguir, e os cordões de solda pelo processo FSW estão destacados na cor rosa (HONDA MOTOR CO. LTD., 2012).

O objetivo inicial era reduzir a massa do veículo, para, conseqüentemente, reduzir o consumo de combustível. Com a utilização do processo FSW, conseguiram gerar, entre o aço e o alumínio, uma união metálica estável, sendo que a resistência da solda tornou-se igual ou maior do que o processo convencional por solda MIG. Sendo assim, esta nova tecnologia contribuiu para uma redução de 25% do peso desta subestrutura, quando comparada com anterior fabricada somente em aço. Devido a uma adequação no projeto desta subestrutura, e também uma adequação no ponto de montagem da suspensão, permitiu-se que a rigidez desta

subestrutura incrementasse em 20%, melhorando a performance dinâmica do veículo. Além disso, reduziu-se em aproximadamente 50% o consumo de energia elétrica durante a solda (HONDA MOTOR CO. LTD., 2012).

Figura 10 – Cofre do motor fabricado utilizando o processo FSW



Fonte: Autor “adaptado de” Honda Motor Co., Ltd., 2012.

Mesmo passados mais de 25 anos desde a invenção e a patente do processo FSW, e todas as subsequentes aplicações práticas aqui mencionadas, confirmando que é um processo factível e exequível fora dos laboratórios, muito há para ser desenvolvido, pois é um processo extremamente sensível a variações na geometria da ferramenta, aos parâmetros rotação, velocidade de avanço e ângulo, e também ao material a que se deseja soldar.

1.3 OBJETIVOS

O presente trabalho tem como objetivo avaliar as características mecânicas de uma junta de materiais similares, soldada por atrito linear (FSW) em um equipamento específico para execução deste processo, sob a óptica da tensão residual, da microdureza e do limite de resistência ao longo da solda. Também avaliará o impacto que os parâmetros do processo têm nos dados aquiridos durante a mesma, utilizando-se da ferramenta estatística Planejamento Experimental (PE) para avaliação da influência de cada parâmetro.

Os materiais a serem estudados e avaliados neste trabalho são chapas finas com 1,6 mm de espessura das ligas de alumínio AA2024-T3 e AA7475-T761, materiais estes amplamente utilizados no segmento aeronáutico, sendo a liga AA2024 muito utilizada na fabricação da fuselagem e a liga AA7475 na fabricação do casco superior da asa (“upper wing skins”). Importante ressaltar que para esta espessura de material encontram-se poucas pesquisas na literatura, possivelmente dada a dificuldade para realizar a solda e a fabricação da ferramenta. Somado a este fato, é importante mencionar que para a faixa de parâmetros selecionados não encontrou-se pesquisa similar.

A microdureza será analisada. Também será analisada a presença ou não de tensão residual, e caso esteja presente, se esta tem efeito inócuo ou deletério. Será avaliado o limite de resistência das chapas soldadas, bem como o alongamento, para posterior comparação com os valores do metal base e obtenção da eficiência da solda. Ainda serão analisadas as macro e microestruturas remanescentes no cordão de solda e identificadas as regiões da mesma, para posteriormente correlacionar estas informações com os parâmetros utilizados em cada corrida específica. E por fim, será feita fractografia do corpo de prova de tração.

1.4 ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO

Este trabalho está organizado em 6 capítulos, desenvolvidos da seguinte forma:

- a) capítulo 1 (presente capítulo): fez-se um breve histórico dos processos de solda, de onde veio até onde está atualmente, e apresenta-se os objetivos deste trabalho;
- b) capítulo 2: desenvolve-se a revisão da literatura para compreensão do estado da arte e os conceitos fundamentais do processo FSW, passando brevemente pelas definições básicas do alumínio e suas ligas e concluindo com os fundamentos da difratometria na avaliação da tensão residual e do planejamento experimental;
- c) capítulo 3: são apresentados os materiais ensaiados, bem como é apresentada a metodologia adotada para os procedimentos experimentais;
- d) capítulo 4: são apresentados os resultados e faz-se uma discussão à luz do conhecimento existente;
- e) capítulo 5: são apresentadas as conclusões obtidas no referido trabalho;
- f) capítulo 6: são propostos trabalhos futuros, oriundos deste trabalho.

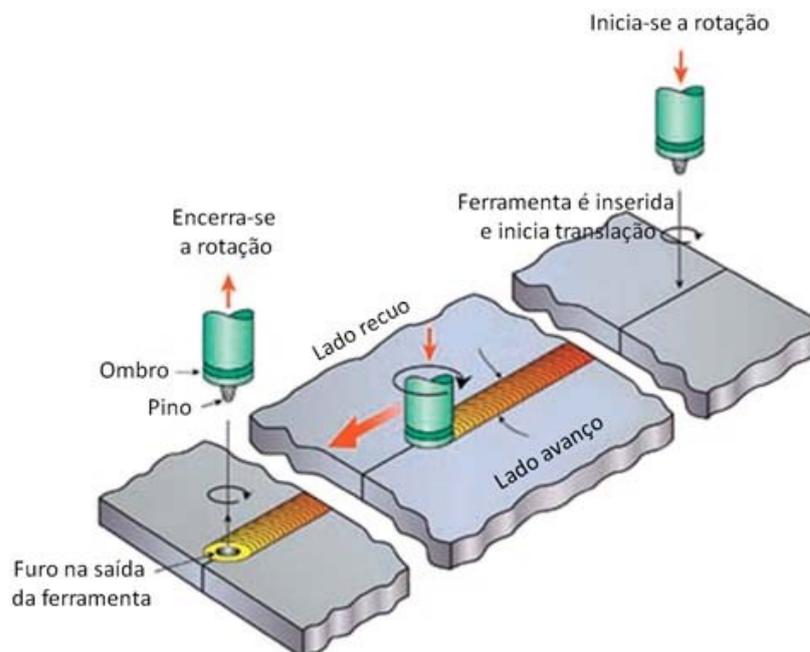
2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 O PROCESSO FSW (FRICTION STIR WELDING)

O processo de solda por atrito linear (FSW) foi inventado e patenteado no The Welding Institute (TWI) do Reino Unido no ano de 1991, pelo pesquisador W.M. Thomas e outros pesquisadores, como uma técnica de união no estado sólido, inicialmente aplicado a ligas de alumínio (MISHRA; MAHONEY, 2007; THOMAS et al., 1991).

Este é um processo conceitualmente simples: consiste em uma ferramenta rotativa não consumível, composta por um pino e um ombro especialmente projetados, que é inserida na região de interface entre as duas peças que se deseja soldar, sejam estas peças chapas espessas ou delgadas, e posteriormente é transladada ao longo desta interface, gerando o cordão de solda (MISHRA; MA, 2005). A Figura 11 ilustra o processo FSW.

Figura 11 – Sequência do processo FSW



Fonte: Autor “adaptado de” The Welding Institute (TWI).

Esta ferramenta tem como função aquecer as peças, através do atrito gerado no movimento de rotação do pino e do ombro, bem como da deformação plástica oriunda deste atrito. Além disso, também tem como função movimentar o material que irá produzir o cordão de solda, pois a temperatura gerada pelo atrito irá plastificar o material das peças em volta do

pino, e a combinação entre o movimento de rotação e o de translação faz com que o material passe da frente do pino, para atrás do pino. E como última função, o ombro é responsável por manter o material aquecido confinado sob ele, garantindo também que o calor gerado não seja totalmente dissipado. Portanto, durante o processo FSW, o material sofre uma intensa deformação plástica a uma temperatura abaixo da temperatura de fusão, fazendo com que sejam gerados grãos recristalizados finos e equiaxiais (RHODES et al., 1997).

2.1.1 Terminologia do processo FSW

Devido a muitas divergências e até designações incorretas acerca do processo FSW, em 2007, o pesquisador P.L. Threadgill escreveu um artigo, orientando para quais terminologias são as mais adequadas e corretas, inclusive citando que estas eram as utilizadas pelo TWI, responsável pela concessão de licenças de uso do processo FSW. Apresentou considerações em relação as terminologias para a ferramenta, para os parâmetros do processo, para classificação das regiões da solda quando observada sua microestrutura e para a qualidade da solda (THREADGILL, 2007). Estas terminologias serão aplicadas e referenciadas ao longo do texto.

2.1.2 Vantagens do processo

O processo FSW, segundo Mishra e Ma (2005), quando comparado com os processos convencionais de solda, é extremamente vantajoso:

- a) é considerado limpo e ambientalmente correto, pois devido a ausência de metal de adição elimina-se a atmosfera de gás protetora, evitando a geração de fumos prejudiciais a saúde do operador do equipamento e também ao meio ambiente. Elimina-se também resíduos, respingos, o uso de solventes para desengraxar o material antes da solda e a necessidade de preparar a superfície a ser soldada;
- b) é considerado mais econômico sob o ponto de vista energético, pois requer apenas 2,5% da energia necessária para executar uma solda a laser. Também é considerado mais econômico sob a ótica da redução de massa e conseqüentemente redução no consumo de combustível, por exemplo, em veículos automotores, em aeronaves, e ainda em navios;

- c) é um processo que, diferentemente dos processos de solda por fusão, não emite radiações ultra violeta no operador durante a execução, resguardando a saúde deste operador;
- d) por último, mas não menos importante, é um processo que gera pouca deformação nas peças soldadas, garantindo assim estabilidade dimensional e repetibilidade, não havendo perda de elementos de liga durante a solda. Já as propriedades metalúrgicas da junta são muito boas, obtendo-se uma microestrutura com grãos finos e ausência de trincas durante o processo de solda. E ainda, possibilita a substituição das juntas, anteriormente projetadas, para serem unidas por parafusos, pela junta soldada.

2.1.3 Limitações do processo

Assim como todo processo, este apresenta suas limitações, que se comparadas com as vantagens, podem até ser consideradas de menor importância, face as vantagens anteriormente apresentadas (THREADGILL et al., 2009):

- a) a ausência de metal de adição torna o processo de solda por filete mais dificultoso;
- b) por ser um processo totalmente mecanizado, torna-se difícil a utilização dele em regiões onde o acesso é restrito ou para formas onde somente o processo manual conseguiria realizar;
- c) a presença de um furo ao final do processo;
- d) as peças devem ser fixadas rigidamente, para suportar a reação das forças aplicadas, bem como evitar que a ferramenta empurre a peça para fora do suporte;
- e) há uma pequena redução na resistência das ligas de alumínio, que pode ser facilmente compensada com o aumento localizado da espessura da chapa na região soldada.

2.1.4 Regiões da solda

Apesar do processo FSW ser simples em sua concepção, a avaliação da microestrutura resultante nem sempre é trivial, bem como a identificação das diferentes regiões da solda. Para facilitar o entendimento e gerar uma massa de informações coerentes, Threadgill (2007) propôs, juntamente com os usuários licenciados para utilização desta

técnica, a padronização da nomenclatura das regiões da solda, estando, porém, sujeita a alterações face ao desenvolvimento contínuo.

Executando um corte perpendicular ao sentido da solda e observando esta superfície plana é possível notar que se trata de um processo assimétrico, conforme ilustrado na Figura 12. Ao lado da solda, cujo movimento local da ferramenta tem a mesma direção do avanço da mesma deu-se o nome de lado do avanço. Já ao lado oposto, cujo movimento local tem direção contrária a da ferramenta, deu-se o nome de lado do recuo, sendo esta terminologia relacionada com a que se utiliza para descrever o movimento das pás do helicóptero (THREADGILL, 2007). Este paralelo foi possivelmente traçado devido ao processo FSW ter surgido inicialmente da necessidade de soldar ligas de alumínio, e por este ser um material amplamente utilizado na indústria aeronáutica e aeroespacial. Convencionou-se que o lado do avanço esteja sempre à direita na macrografia, e o lado do recuo, conseqüentemente, à esquerda.

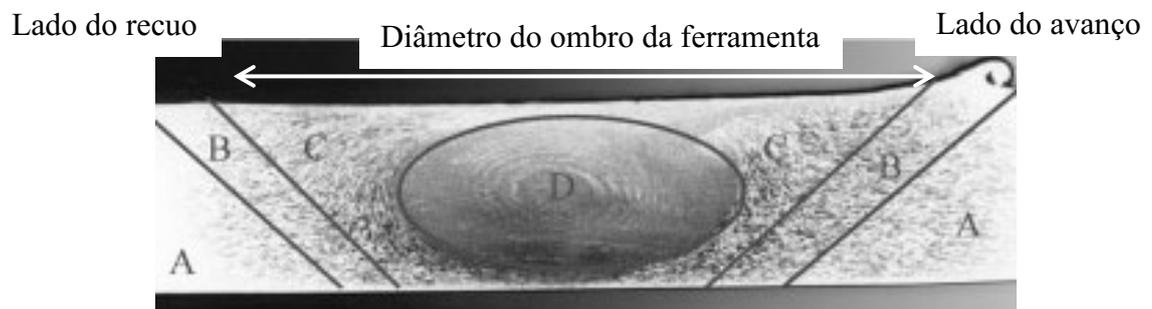
2.1.5 Regiões da microestrutura

A classificação das regiões da microestrutura é motivo de muita confusão entre os pesquisadores. Muito se deve a utilização da classificação destas regiões advinda do processo de solda por fusão, onde estas regiões são facilmente indetificadas. A invenção do processo se baseou na utilização de ligas de alumínio. Este material apresenta regiões específicas na microestrutura que outros não têm, e o desafio é justamente definir uma nomenclatura que seja aplicável para qualquer caso. Sendo assim, até o presente momento, o alumínio é tratado como exceção (THREADGILL, 2007).

Threadgill (2007) definiu quatro diferentes regiões na solda. À região mais distante da região da solda, que não teve sua microestrutura afetada pelo calor gerado durante o processo, dá-se o nome, em inglês, de unaffected material ou parent material (PM), também chamado de metal de base (MB). Esta região está representada pela letra A na Figura 12. À região representada pela letra B na Figura 12 dá-se o nome de heat-affected zone (HAZ) ou zona termicamente afetada (ZTA), pois não sofreu, macroscopicamente, nenhuma influência da deformação plástica na região da solda, senão pelo calor recebido, que modificou sua microestrutura. À região adjacente a ela, representada pela letra C na Figura 12, dá-se o nome de thermomechanically affected zone (TMAZ) ou zona termomecanicamente afetada (ZTMA), pois é afetada tanto pela deformação plástica gerada pela ferramenta, quanto pelo calor gerado pelo atrito da ferramenta com as peças, o que usualmente acarreta em uma região

com grãos recristalizados. E por último, à região central da solda dá-se o nome de zona de mistura (ZM) ou nugget zone (NZ), pois é a região pela qual o pino passou, impondo intensa deformação plástica e intensa geração de calor por atrito, resultando em uma microestrutura com grãos recristalizados finos e equiaxiais (THREADGILL, 2007). À esta região central adotar-se-á a nomenclatura zona de mistura (ZM).

Figura 12 – Esquema da secção transversal FSW apresentando as várias regiões da solda: A, material não afetado ou metal base; B, zona afetada pelo calor; C, zona afetada termomecanicamente; D, zona de mistura (nugget)



Fonte: Autor “adaptado de” Threadgill, 2007.

2.1.6 Parâmetros do processo

Para que um bom resultado na qualidade do cordão de solda seja obtido, assim como nos processos convencionais, faz-se necessário o bom dimensionamento dos condições de contorno que o envolvem. No processo FSW estas condições de contorno são: a geometria e material da ferramenta, os parâmetros de solda e o tipo de junta a ser soldada.

2.1.6.1 Geometria e material da ferramenta

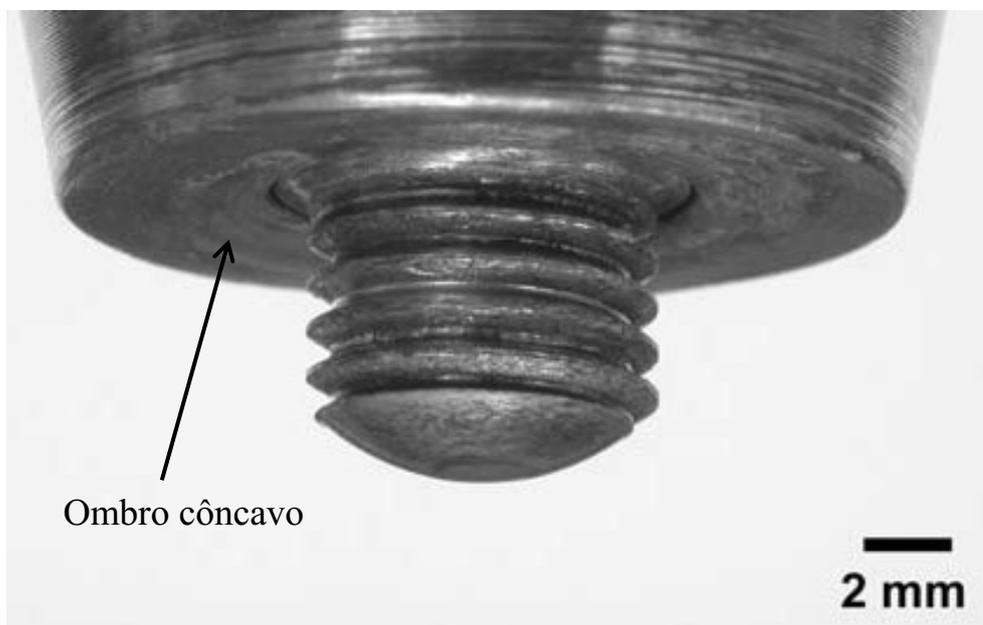
Em se tratando de um processo de solda no estado sólido, é de fundamental importância que a geometria e o material da ferramenta sejam corretamente selecionados, pois estes influenciam diretamente o resultado e o aspecto final da solda.

A ferramenta é considerada o elemento rotativo entre o cabeçote da máquina e a peça a ser soldada, sendo que esta pode ser fabricada em uma única peça ou em diversas peças (THREADGILL, 2007). Cada uma das partes da ferramenta, seja o pino ou o ombro, têm diferentes funções. Portanto, uma boa ferramenta pode compreender sua construção com

diferentes materiais para ambas as partes. Isto é, o material a ser soldado e o material da ferramenta, o tipo de junta, os parâmetros da solda, e as experiências e preferências do próprio pesquisador são fatores que influenciarão no momento da seleção da ferramenta, ou propriamente no projeto do pino e do ombro (MISHRA; MAHONEY, 2007). A função primária do pino é de iniciar o aquecimento das peças ao ser inserido na interface de solda, e posteriormente movimentar o material durante a translação da ferramenta em relação as peças. Já o ombro, após aplicada uma determinada força axial, também chamada de força de forjamento, entra em atrito com as peças a serem soldadas, tornando-se o responsável pela maior parcela do aquecimento, e também por garantir o confinamento do calor e do material que foi aquecido e apresenta-se plastificado (MISHRA; MA, 2005).

A primeira ferramenta desenvolvida e patenteada no TWI era constituída de um ombro em formato côncavo (Figura 13), pino cilíndrico roscado e ponta arredondada, e, até os dias atuais, é o modelo mais comumente utilizado pelos pesquisadores devido a sua simplicidade no projeto e na fabricação.

Figura 13 – Fotografia do pino utilizado na requisição da patente do processo



Fonte: MISHRA e MAHONEY, 2007.

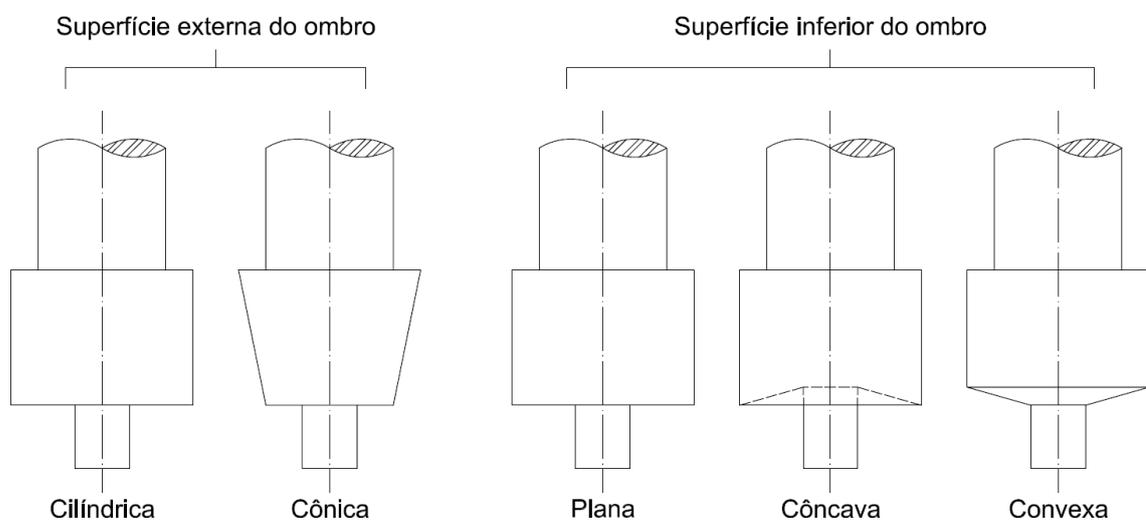
Entretanto, na busca incessante pelo conhecimento e aprimoramento do processo, os pesquisadores do TWI desenvolveram ao longo destes anos diversos projetos de ombros com diferentes formas e características, conforme demonstrado na Figura 14 e na Figura 15, e

também diversos projetos de pinos com características específicas para cada aplicação, conforme apresentado na Figura 16.

Existem, até a presente data, três possíveis formas de fabricar o ombro: plano, côncavo ou convexo. O mais simples deles em termos de fabricação é o tipo plano, e sua grande limitação é não ser efetivo quanto a retenção do material plastificado, resultando em muita rebarba no processo. Visando solucionar este excesso de rebarba, desenvolveu-se o tipo côncavo, que logo tornou-se popular e o tipo mais utilizado. O tipo côncavo, por ter uma cavidade logo abaixo do ombro, retém o material plastificado sob ele, facilitando a atuação da força axial aplicada à ferramenta como força de forjamento no material que está na região posterior da ferramenta. Para que este fenômeno ocorra é necessário inclinar a ferramenta entre 1 e 3 graus em relação ao eixo normal. Já o tipo convexo é utilizado quando se deseja soldar chapas com diferentes espessuras ao longo do comprimento ou para acomodar diferenças de planicidade (ZHANG et al., 2012).

O ombro ainda pode contar com uma execução mais simples (lisa) ou mais elaborada, conforme apresentado na Figura 15 (DAWES; THOMAS, 1999). Segundo os pesquisadores Dawes e Thomas (1999), estas execuções mais elaboradas visam garantir aumento no atrito com o material, aumento no cisalhamento e na deformação, para incrementar a mistura e qualidade da solda. Isso sem contar que o tipo mais recorrente, o espiral, é capaz de reter o material plastificado em seus canais, fluindo da borda do ombro para o centro do pino, eliminando, assim, a necessidade de inclinar a ferramenta (ZHANG et al., 2012).

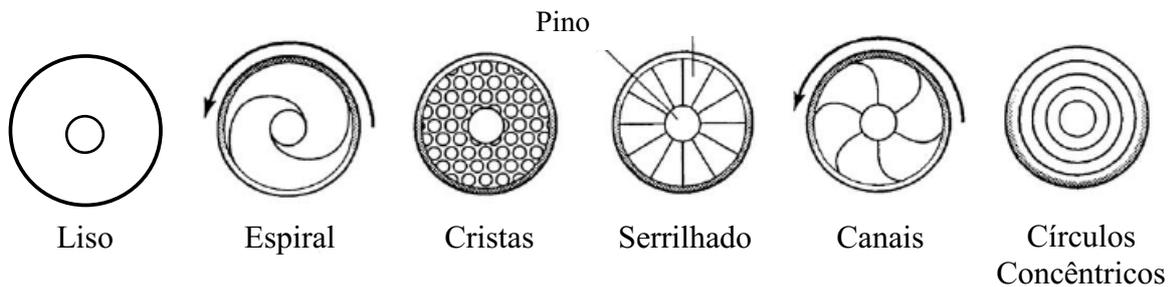
Figura 14 – Tipos de ombros utilizados



Fonte: Autor “adaptado de” Zhang et al., 2012.

O pino, particularmente, teve o seu desenvolvimento baseado em suas características principais, que são: romper o contato entre as peças a serem soldadas, cisalhar o material a sua frente e movê-lo para trás. Também está relacionado com o projeto do pino a profundidade que a solda atingirá, bem como a velocidade de translação da ferramenta (MISHRA, 2007).

Figura 15 – Características do ombro



Fonte: Autor “adaptado de” Dawes e Thomas, 1999.

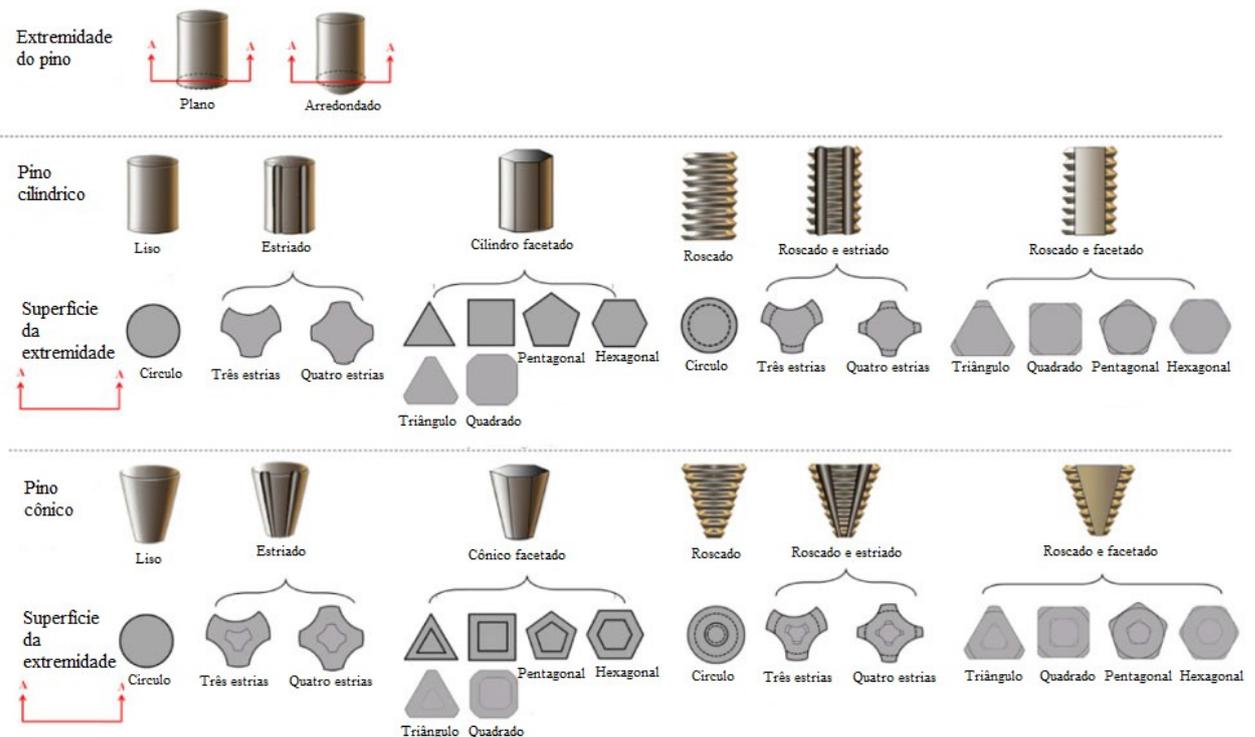
Segundo Dawes et al. (1995) apud Zhang et al. (2012), o pino com extremidade plana é desvantajoso em relação ao pino arredondado, pois requer alta força de forjamento durante a etapa de inserção. Este pesquisador diz que o pino com ponta arredondada além de reduzir esta força e o desgaste da ferramenta, aumenta a vida da ferramenta, pois elimina um ponto concentrador de tensões e melhora a qualidade da raiz da solda, e que estas vantagens são aparentemente maximizadas quando o raio de arredondamento representa 75% do diâmetro do pino.

O pino pode ser cilíndrico ou cônico, como apresentado na Figura 16. O tipo cilíndrico foi amplamente utilizado para soldar chapas com até 12 mm de espessura, porém em espessuras maiores, para garantir a integridade da solda, foi necessário limitar a rotação e a velocidade de avanço. Já o tipo cônico, por possuir maior área de contato com as peças a serem soldadas, produz maior deformação plástica devido a maior geração de calor por atrito, produzindo inclusive maior pressão hidrostática na região da solda, o que é de extrema importância para melhorar a movimentação do material plastificado e a integridade da zona de mistura (FONDA; BINGERT; COLLIGAN, 2004a).

As superfícies externas do pino, conforme Figura 16, podem apresentar diversas características distintas: roscas, superfícies planas ou estrias (ZHANG et al., 2012). Os pinos roscados são os mais amplamente utilizados. Utilizam-se de roscas à esquerda quando a

rotação da ferramenta é no sentido horário, para que o material movimentado seja direcionado para a raiz da solda ao longo da superfície roscada do pino, garantindo assim a mistura do material, evitando a formação de vazios e quebrando o filme de óxido (COLEGROVE; SHERCLIFF, 2004). Ainda Thomas et al. (1991) encontrou em suas pesquisas que a adição de superfícies planas no pino eram capazes de modificar a movimentação do material em volta da mesma. Isto devido ao aumento na deformação local e ao fluxo turbulento de material plastificado pela ação dessas superfícies planas agindo como pás. E Colligan, Xu e Pickens (2003) demonstraram que a redução da força transversal e do torque dava-se de maneira diretamente proporcional ao número de superfícies planas no pino cônico.

Figura 16 – Tipos de pinos utilizados



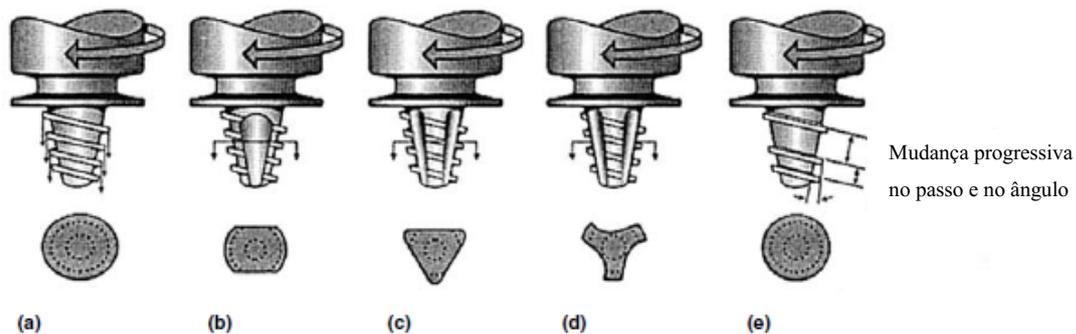
Fonte: Autor “adaptado de” Zhang et al., 2012.

Nota-se que o processo FSW é governado por geração de calor através do atrito entre o pino e o material a ser soldado. Sendo assim, é interessante observar que a necessidade de aumentar a geração de calor levou os pesquisadores a desenvolverem ferramentas altamente complexas, como por exemplo a tipo Whorl™ (Figura 17) e a tipo MX Triflute™ (Figura 18).

Segundo Thomas et al. (2003) o pino Whorl™ é capaz de reduzir em cerca de 60% o volume de material deslocado. Já o pino MX Triflute™ é capaz de reduzir em cerca de 70%. Com estes formatos acredita-se que haja redução da força de solda, que o fluxo de material

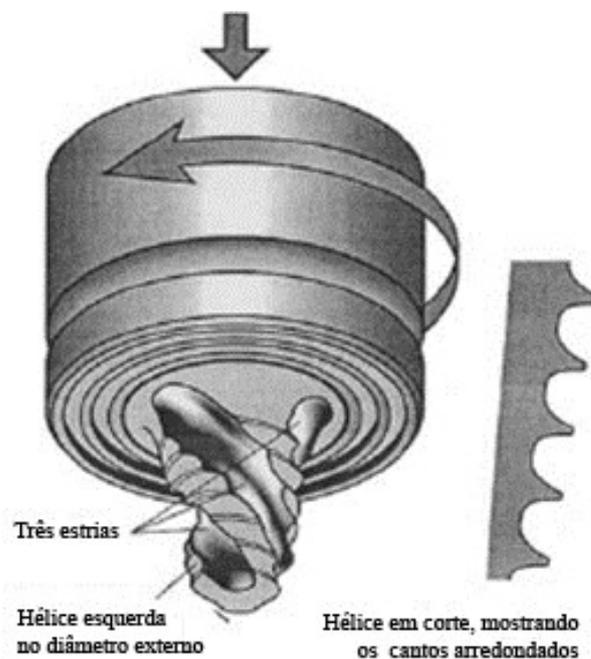
plastificado seja mais fácil, que facilite a entrada do pino, e que aumente a interface entre o pino e o material plastificado (maior área superficial em contato), aumentando a geração de calor (MISHRA; MA, 2005). Thomas et al. (2003) ainda sugere que a superioridade destas ferramentas em relação aos pinos cilíndricos é dada pela relação entre o volume de material plastificado e o volume do pino, que é 1,8:1 para a Whorl™ e 2,6:1 para a MX Triflute™, valores superior aos 1,1:1 do pino cilíndrico roscado. Ambas ferramentas obtiveram muito sucesso na solda de chapas com espessuras superiores a 12 mm até 70mm em um único passe, conforme apresenta-se na Figura 19.

Figura 17 – Variações do pino Whorl. (a) Formato oval. (b) Formato pá. (c) Três lados planos. (d) Formato três lados reentrantes. (e) Formato de espiral variável



Fonte: Autor “adaptado de” Thomas et al., 2003.

Figura 18 – Pino MX Triflute



Fonte: Autor “adaptado de” Thomas et al., 2003.

Na Figura 19 ainda observa-se a presença dos pinos Flared-Triflute™ (Figura 20) e A-Skew™ (Figura 21). Estes foram desenvolvidos especificamente para juntas sobrepostas, visto que o pino cilíndrico convencional reduzia a espessura da chapa superior, causando redução significativa nas propriedades de flexão (MISHRA; MAHONEY, 2007). Além disso, estes pinos foram desenvolvidos para: (a) ampliar a área de material movimentado pelo pino, melhorando a transmissão do carregamento em uma estrutura fabricada, (b) evitar o defeito tipo hooking reportado por Cao e Jahazi (2011) e (c) facilitar a ruptura total do filme óxido que forma-se entre as chapas sobrepostas (THOMAS et al., 2003).

Figura 19 – Tipos de pino desenvolvidos no TWI para variadas espessuras e tipos de junta

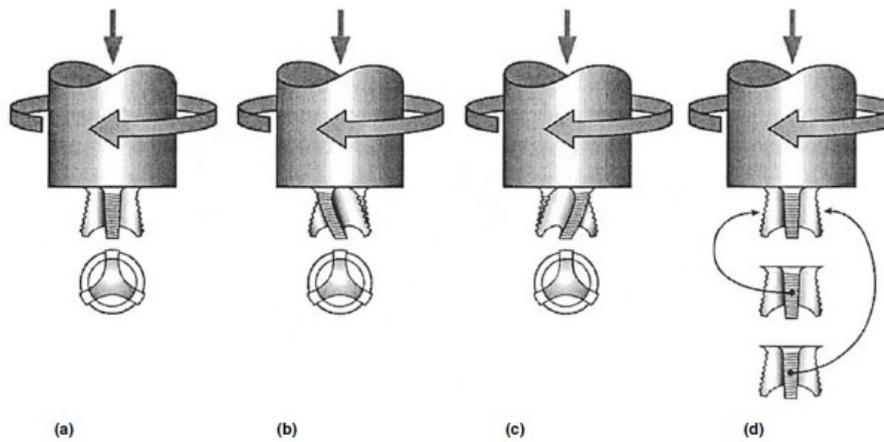
Espessura da chapa (mm)	TIPOS DE PINO				
	Pino	Whorl™	MX Triflute™	Flared-Triflute™	A-Skew™
6	Perfil cilíndrico rosca do para junta de topo				
12		Corpo cônico rosca do para junta de topo		Perfil "whisk tip" para junta sobreposta	Perfil assimétrico para junta de topo e sobreposta
50			Estrias helicoidais para junta de topo		
70					

Fonte: Autor “adaptado de” Thomas et al., 2003.

O defeito tipo hooking é comumente encontrado em juntas do tipo sobreposta. Este defeito é caracterizado como uma distorção interfacial e consequente desvio do contato direto e plano das chapas, causada pela deformação induzida durante a solda. Encontra-se apenas na zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e em ambos os lados do avanço e do recuo (Figura 22), pois é uma região que também experimenta deformação plástica, mas de intensidade menor se comparada com a zona de mistura. Ele pode estender-se tanto no sentido para cima, quanto para baixo e em direção a zona de mistura, indicando que o material

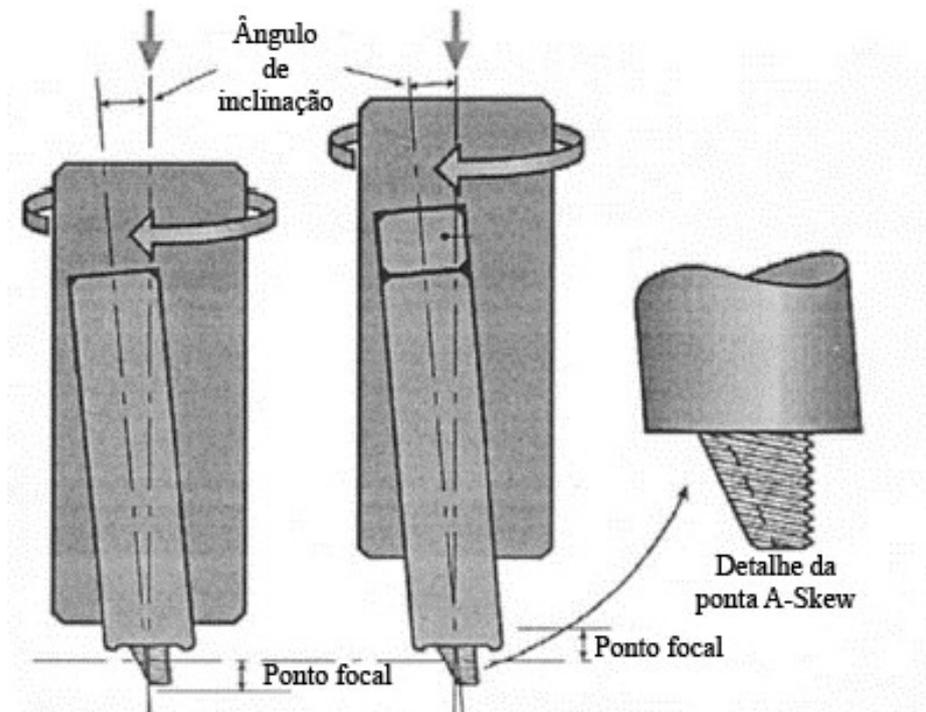
na interface entre a zona de mistura e a ZTMA experimental movimentação para cima e para baixo durante a solda (CAO; JAHAZI, 2011).

Figura 20 – Variações do pino Flared-Triflute. (a) Sulcos neutros. (b) Sulcos à esquerda. (c) Sulcos à direita. (d) Detalhe do pino em que as arestas podem ter uma inclinação neutra, à esquerda ou à direita



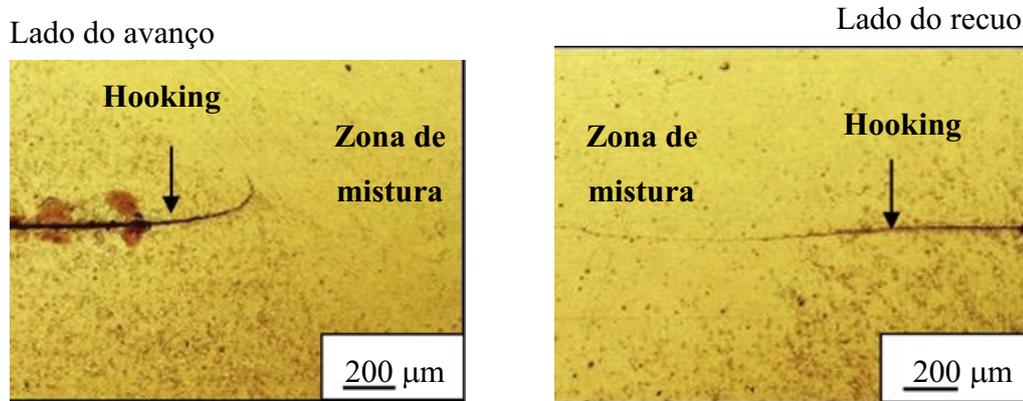
Fonte: Autor “adaptado de” Thomas et al., 2003.

Figura 21 – Ferramenta Skew-Stir mostrando possíveis pontos focais e o detalhe do pino A-Skew



Fonte: Autor “adaptado de” Thomas et al., 2003.

Figura 22 – Defeito tipo hooking, processo FSW em junta sobreposta na liga de magnésio AZ31-B-H24, rotação 2000 rpm, velocidade de avanço 20 mm/min e pino com 2,0 mm de comprimento



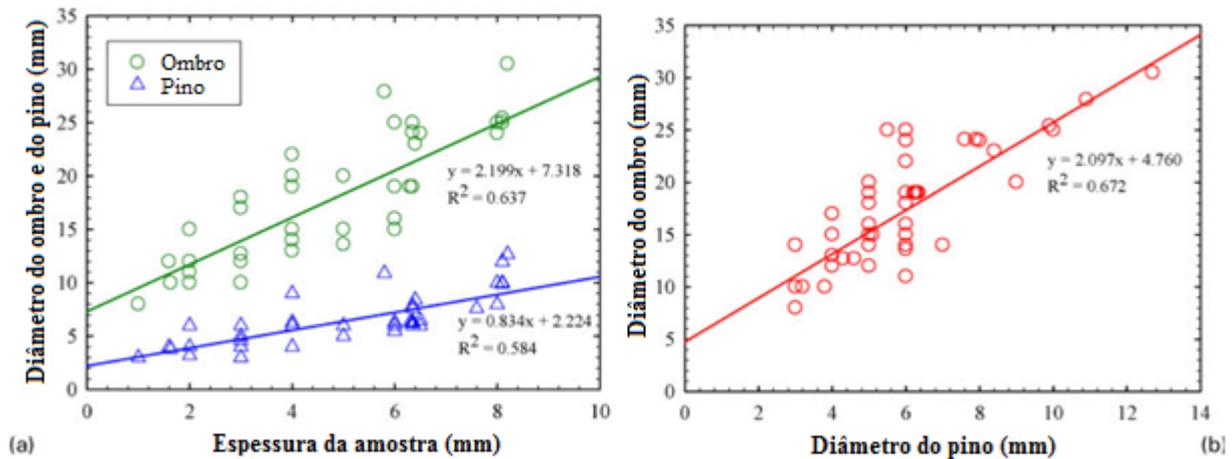
Fonte: Autor “adaptado de” Cao e Jahazi, 2011.

Em relação as dimensões da ferramenta, Zhang et al. (2012) fez um resumo de 53 pesquisas com solda de topo pelo processo FSW, compilando a espessura da peça, diâmetro do ombro e diâmetro do pino em dois gráficos. Nestes gráficos os dados foram correlacionados e estão apresentados na Figura 23. Ambos os casos apresentam regressões lineares com uma aderência razoável em relação aos pontos, podendo servir como guia na definição das dimensões da ferramenta em pesquisas futuras. É importante notar a Equação 01 que a geração de calor está diretamente relacionada com a terceira potência do raio do ombro, e apenas a primeira potência da força de forjamento (força axial) (MISHRA; MAHONEY, 2007), ou seja, o ombro tem papel fundamental na execução do processo FSW.

$$q_0 = \frac{4}{3} \pi^2 \mu P \omega R^3 \quad (01)$$

Nesta equação: q_0 é a potência líquida (W), μ é o coeficiente de atrito efetivo entre a ferramenta e a peça a ser soldada, P é a pressão aplicada (MPa), ω é a rotação da ferramenta (rpm) e R é o raio do ombro (mm).

Figura 23 – Regressões lineares: a) relação entre o diâmetro do ombro e do pino e a espessura da chapa; b) relação entre o diâmetro do ombro e o do pino



Fonte: Autor “adaptado de” Zhang et al., 2012.

Outro ponto de extrema relevância é a seleção do material ao qual será fabricada a ferramenta, pois pode representar o sucesso ou o fracasso na obtenção de uma solda de alta qualidade. Porém, esta escolha está diretamente relacionada com o material a ser soldado, a expectativa de vida útil da ferramenta e com a experiência do pesquisador e/ou usuário. Os materiais para fabricação da ferramenta deverão ter alta resistência mecânica aos esforços de compressão e torção à temperatura ambiente e elevada, estabilidade dimensional e mecânica em alta temperatura, resistência a abrasão, baixa ou nenhuma reatividade química com o material que está sendo soldado, resistência à fratura, baixo coeficiente de expansão térmica caso a ferramenta tenha o pino fabricado em um material diferente do material do ombro, usinabilidade, densidade e microestrutura uniformes e disponibilidade do material no mercado (ZHANG et al., 2012).

Em se tratando de FSW para as diferentes ligas de alumínio, o material mais comum na fabricação da ferramenta é o aço ferramenta, especificamente o AISI H13, um aço cromo-molibdênio tratado termicamente. Este material possui boas propriedades mecânicas a altas temperaturas e baixo custo de aquisição, motivo pelo qual é até os dias atuais um dos mais utilizados pelos pesquisadores. Porém, como apresentado na Tabela 1 este material de ferramenta tem aplicação limitada em relação a temperatura e a liga a ser soldada, abrindo assim, campo exploratório para as ferramentas serem fabricadas em superligas de níquel e cobalto, metais refratários, compósitos de carbonetos e nitreto de boro cúbico (PCBN). A utilização das superligas de níquel e cobalto se dá devido a alta resistência mecânica,

ductilidade e boa resistência a fluência e a corrosão. Porém a dificuldade em usinar os pinos com estrias e faces planas limita o uso destes materiais. Já a predileção pelos metais refratários se dá devido a alta resistência em alta temperatura. Entretanto, o custo de fabricação desta ferramenta é muito alto. As ferramentas em PCBN são muito aceitas devido a excelente performance mecânica e térmica, mas os altos custos de fabricação (por exemplo, sinterização) e baixa resistência a fratura ainda são fatores impeditivos a ampla utilização deste material na fabricação da ferramenta (ZHANG et al., 2012).

Tabela 1 – Materiais de ferramenta utilizados no FSW de juntas de topo

Materiais das peças a serem soldadas	Materiais de ferramenta e os limites de espessura da peça a ser soldada em mm				
	Aço ferramenta	Superligas de níquel e cobalto	Metais refratários	Compósitos de carbetos e matriz metal (MMC)	PCBN
Ligas de alumínio	≤ 12	≤ 26	...	≤ 12	≤ 50
Ligas de magnésio	≤ 6	≤ 6	...
Ligas de cobre	≤ 11	≤ 50	≤ 50	...	≤ 50
Ligas de titânio	≤ 6,35	≤ 2	≤ 6,35
Ligas de níquel	≤ 6,35	...	≤ 6,25
Aços inoxidáveis	≤ 6,35	...	≤ 6
Aços baixa liga	≤ 12	≤ 10	≤ 20
Matriz metal alumínio	≤ 8	≤ 6	≤ 10
Matriz metal magnésio	≤ 4

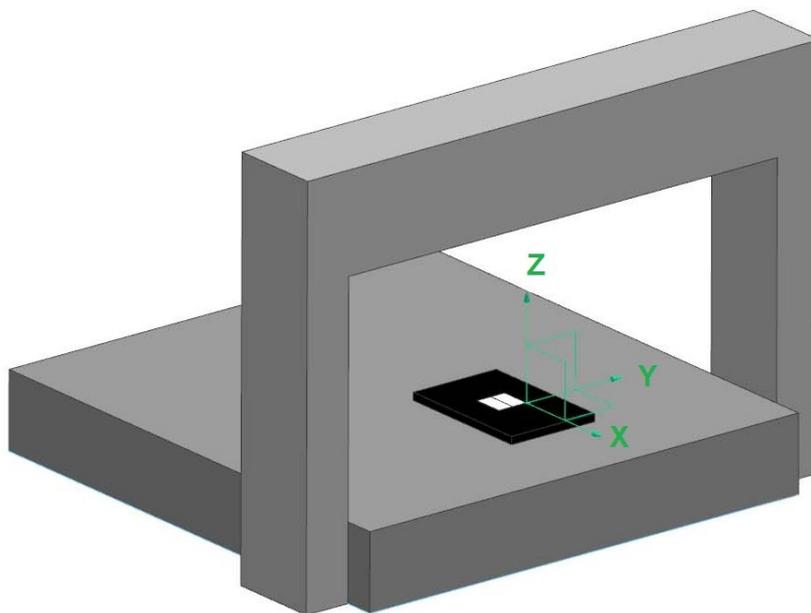
Fonte: Autor “adaptado de” Mishra e Mahoney, 2007.

2.1.6.2 Parâmetros de solda

Os parâmetros do processo FSW também têm papel fundamental no sucesso da solda, pois é a combinação ótima entre eles que irá proporcionar uma solda livre de defeitos e de bom aspecto visual. Os principais parâmetros do FSW são a rotação da ferramenta, seja sentido horário ou anti-horário, e a velocidade de avanço da ferramenta ao longo da junta (MISHRA; MA, 2005; THREADGILL, 2007). A rotação é responsável pela movimentação e mistura do material em volta do pino, geração de calor devido ao atrito e quebra do filme de óxido na superfície do material a ser soldado. Já a velocidade de avanço é responsável por transportar o material da dianteira para a traseira da solda, manter o calor gerado pelo atrito e também pelo aspecto visual da solda.

Ainda existem mais dois fatores muito importantes para o processo FSW, que são a força axial gerada pela ferramenta, transferida pelo ombro para as peças, e o ângulo de inclinação da ferramenta em relação a mesa onde está sendo realizado o processo. A força axial é responsável por manter o contato entre a ferramenta e as peças a serem soldadas, e a inclinação da ferramenta auxilia na melhora do acabamento superficial da solda e na renteção do material plastificado na superfície côncava do ombro. Threadgill (2007) sugeriu que a força axial fosse orientada pelo eixo Z, a força de avanço da ferramenta pelo eixo X e a força lateral, pelo eixo Y, conforme apresentado no sistema de coordenadas da Figura 24. Complementando esta orientação há ainda a rotação da ferramenta em relação ao eixo Z. Em relação ao ângulo de inclinação (rotação no plano XZ da Figura 24), conforme apresentado anteriormente, desenvolvimentos recentes das geometrias do ombro já permitem que este seja 0° , facilitando o processo FSW como um todo, e necessitando de menos força axial durante a solda.

Figura 24 – Sistema de coordenadas



Fonte: Autor.

2.1.6.3 Solda quente, intermediária e fria

Vilaça e Thomas (2011) publicaram um artigo em que tratou-se de diversos assuntos, entre eles a relação entre a rotação e a velocidade de avanço. Esta relação, que é chamada em

inglês de weld pitch ratio, que neste trabalho será traduzida para passo da solda, e é expressa pela Equação 02 a seguir.

$$\text{Passo da solda} \left(\frac{\text{rev}}{\text{mm}} \right) = \frac{\text{rotação (rpm)}}{\text{velocidade de avanço} \left(\frac{\text{mm}}{\text{min}} \right)} \quad (02)$$

Assim, Vilaça e Thomas (2011) classificaram a solda de ligas de alumínio em quentes, intermediárias ou frias. Esta classificação deu-se através da experiência obtida durante análises metalográficas e medições de temperatura durante os inúmeros ensaios realizados. Os valores referentes a cada condição da solda são apresentados a seguir:

- a) passo da solda $> 4 \rightarrow$ solda quente
- b) $2 \leq$ passo da solda $\leq 4 \rightarrow$ solda intermediária
- c) passo da solda $< 2 \rightarrow$ solda fria

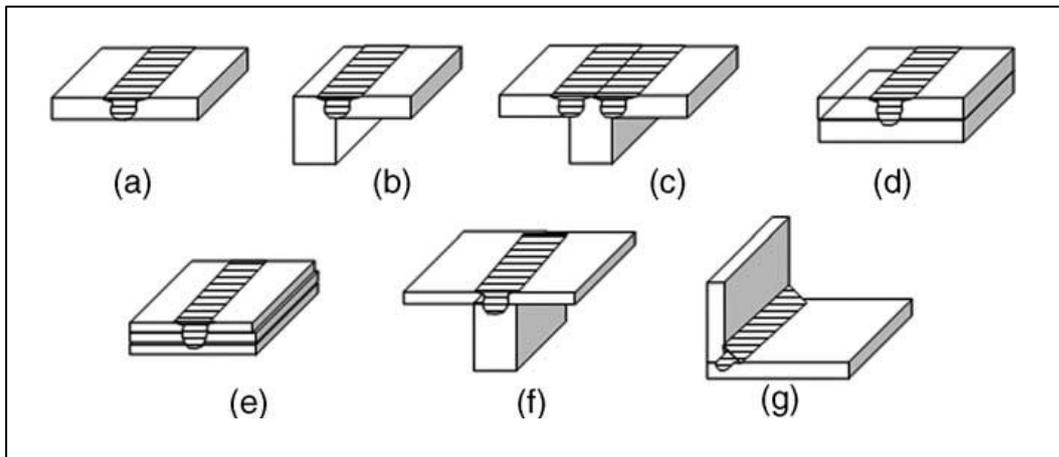
As diferenças significativas que Vilaça e Thomas (2011) observaram entre estas três classificações são explicadas a seguir. Nas soldas frias a zona termicamente afetada (ZTA) é menor e a zona termomecanicamente afetada (ZTMA) é maior. Nelas obteve-se, em termos de fabricação de componentes, condições para soldas mais produtivas. Nas soldas quentes a ZTA é maior e a ZTMA é menor. O calor gerado durante a solda é quase todo distribuído uniformemente tanto no lado do avanço, quanto no lado do recuo. Esta condição de solda resulta tipicamente em bom acabamento superficial devido a menor distância entre os *ripples* (inverso do passo da solda). Nas soldas intermediárias geralmente tem-se as melhores propriedades na junta.

2.1.7 Tipos de junta

O processo FSW pode ser aplicado em praticamente todos os tipos de juntas aos quais os processos de solda convencionais são aplicáveis. As juntas de topo e sobreposta, por apresentarem maior facilidade em serem executadas e por necessitarem de dispositivos de fixação relativamente simples de serem fabricados, são as mais estudadas pelos pesquisadores. À exceção da junta de filete, todos os demais tipos são, de alguma forma, derivados dos tipos de topo e sobreposta. Isto pode explicar a preferência pela junta mais simples, já que existe a possibilidade de transportar os parâmetros do processo de junta de topo para, por exemplo,

junta de topo em L ou T. Raciocínio equivalente pode ser feito para a junta sobreposta em relação as múltiplas juntas sobrepostas e a junta sobreposta em T. A Figura 25 mostra os diferentes tipos de junta em que se pode aplicar este processo.

Figura 25 – Tipos de juntas para FSW: (a) junta de topo, (b) junta de topo em L, (c) junta de topo em T, (d) junta sobreposta, (e) multiplas juntas sobrepostas, (f) junta sobreposta em T, (g) junta de filete

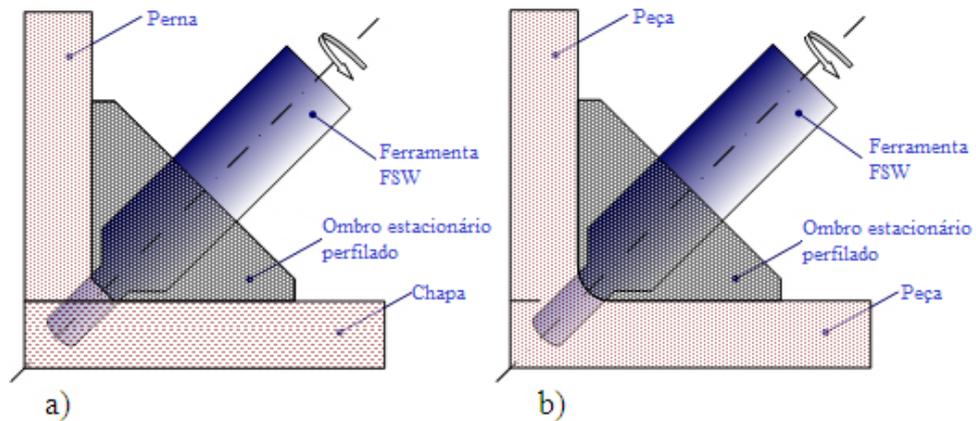


Fonte: Autor “adaptado de “ MISHRA et al., 2005.

Os casos apresentados no capítulo 1.2 deste trabalho evidenciam a utilização de junta de topo para fabricação de painéis para catamarã, painéis brutos para indústria automobilística, estrutura de trens de alta velocidade, braços de suspensão e tanques de combustível espaçonaves. A utilização de junta sobreposta é evidenciada na fabricação de carrocerias de veículos automotivos da Mercedes Benz e da Honda.

Entretanto, uma questão importante a ser abordada é que nem sempre a solução complexa pode ser o melhor caminho. As juntas de filete, por exemplo, têm uma solução particular para utilização do processo FSW. Para estes casos desenvolveu-se uma ferramenta onde apenas o pino rotaciona e o ombro permanece estático, utilizando material consumível para formar o filete, também conhecido por Stationary Shoulder Friction Stir Welding (SSFSW), ou Solda por atrito linear com ombro estacionário, conforme apresentado na Figura 26 (MARTIN; STANHOPE; GASCOYNE, 2011).

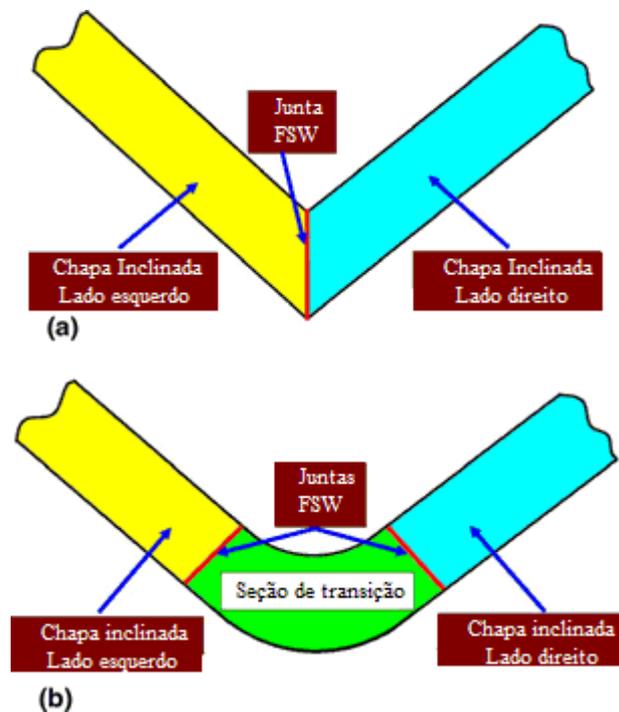
Figura 26 – Ferramenta para SSFSW



Fonte: Autor “adaptado de” Martin et al., 2011.

Contudo, Grujic et al. (2011) ao se deparar com o mesmo desafio, sugeriu que fosse inserida uma peça angular de transição, alterando e adaptando o projeto para uma condição mais simples, passando a realizar duas soldas em juntas de topo, conforme apresentado na Figura 27.

Figura 27 – Adaptação do projeto para utilização do processo FSW



Fonte: Autor “adaptado de” Grujicic et al., 2011.

2.2 MICROESTRUTURA

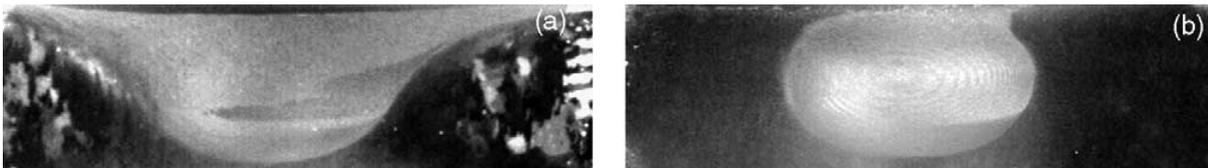
2.2.1 Evolução da microestrutura

Processos de solda em geral têm efeitos negativos para a microestrutura do material soldado. Partindo deste ponto, é necessária a utilização de parâmetros otimizados para que obtenham-se soldas de boa qualidade, a um custo economicamente viável, e por conseguinte obtendo microestruturas e propriedades mecânicas aceitáveis dentro de critérios previamente estabelecidos como, por exemplo, ausência de defeitos deletérios.

2.2.1.1 Zona de mistura (ZM)

A zona de mistura (ZM) é a região da solda de deformação plástica mais intensa e de maior geração de calor por atrito, e esta condição extrema garante a esta zona grãos finos recristalizados (MISHRA; MA, 2005). A geração de calor está relacionada com a rotação, o avanço e geometria da ferramenta, e também com a condutividade térmica do material que será soldado. Desta feita, foi demonstrado por Ma et al. (2006), que a combinação destes parâmetros é capaz de alterar o formato desta zona, conforme ilustrado pela Figura 28.

Figura 28 – Efeito dos parâmetros do processo na zona de mistura: (a) 300 rpm e 51 mm/min; (b) 900 rpm e 203 mm/min.

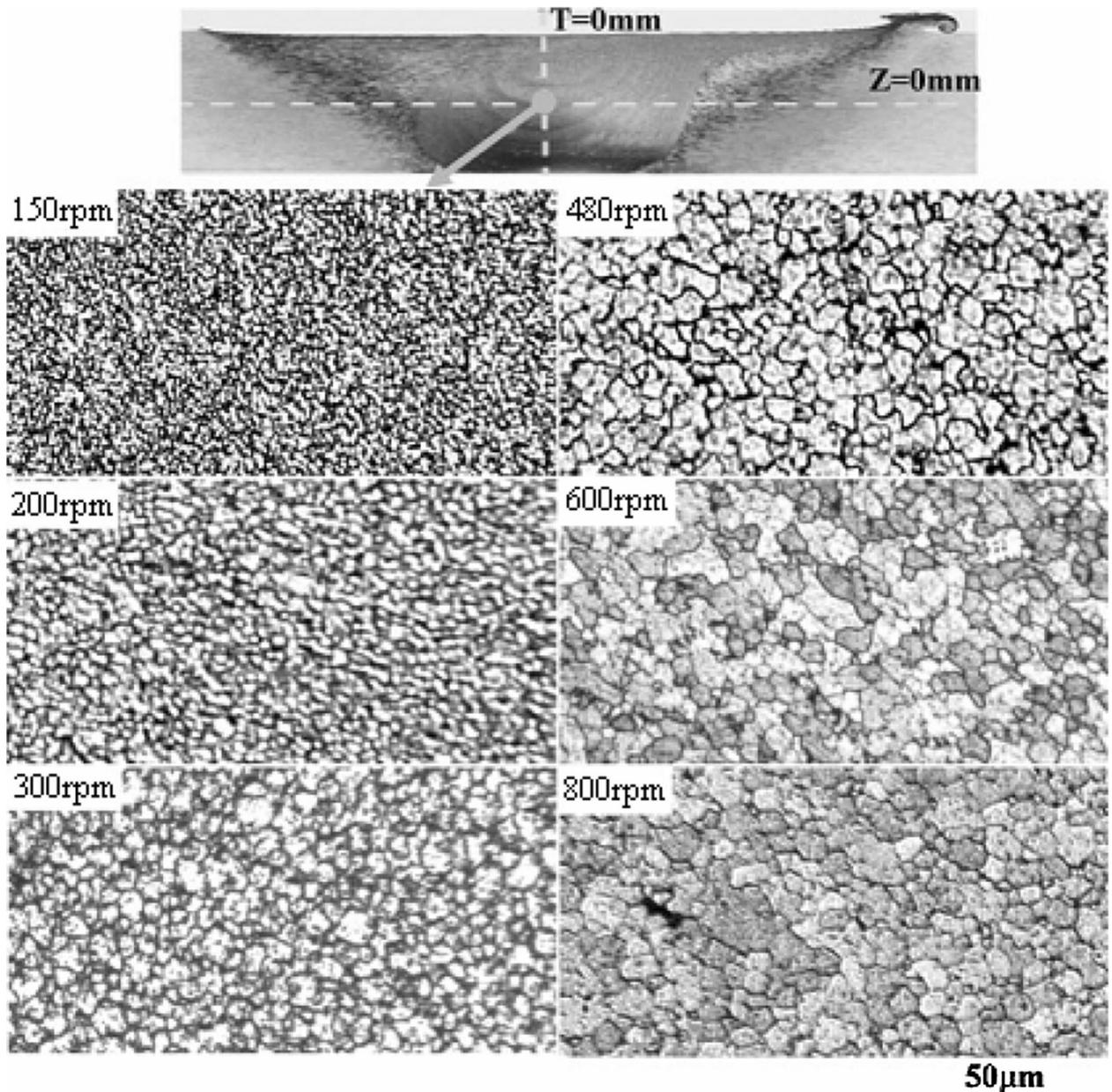


Fonte: Ma et al., 2006.

Há notória concorrência entre os parâmetros e isto é parte inerente a este processo de fabricação. O que se busca é a maximização do resultado utilizando-se da otimização dos parâmetros. Sendo assim, a baixa geração de calor por atrito ensejará resultados indesejados para o fluxo do material durante a solda, acarretando possivelmente em defeitos do tipo vazios (principalmente em materiais com alto ponto de fusão). Já a alta geração de calor por atrito é capaz de levar a crescimento expressivo dos grãos recristalizados na zona de mistura e em sua circunvizinhança, e a dissolução dos precipitados de endurecimento em materiais como, por

exemplo, as ligas de alumínio de alta resistência série 2xxx e 7xxx (ÇAM; MISTIKOGLU, 2014).

Figura 29 – Variação da microestrutura no centro do nugget com a variação da rotação e velocidade de avanço e força axial constantes.



Fonte: Yan et al., 2005.

Sendo assim, é esperado que a microestrutura também seja afetada pelas diferentes combinações dos principais parâmetros do processo FSW, a saber: rotação e velocidade de avanço. Ghorbanzade et al. (2014), soldando pelo processo FSW a liga de alumínio AA2024-T3, observou aumento no tamanho do grão recristalizado mantendo a velocidade de avanço

constante e incrementando a rotação de 400 rpm para 800 rpm. Observação semelhante fez Yan, Sutton, Reynolds (2005) que, soldando pelo processo FSW, também encontraram aumento do tamanho do grão recristalizado ao incrementar a rotação. A liga de alumínio utilizada nesta pesquisa foi o AA2524-T351, e os resultados estão apresentados na Figura 29.

O fenômeno de recristalização, segundo definido por Humphreys e Hatherly (2004), envolve a formação de novos grãos livres de discordâncias em certas regiões de um corpo de prova e o subsequente crescimento destes para consumir a microestrutura deformada ou recuperada, resultando em uma nova estrutura de grão com baixa densidade de discordâncias. Isto é, o aumento do grau de deformação durante o processo FSW resultará na redução do tamanho dos grãos recristalizados. Assim, conforme aumenta-se o grau de deformação, diminui-se o tamanho do grão. Em compensação, a entrada de calor (energia inserida por comprimento de solda) aplicada durante o processo FSW resulta em aumento do grão (MISHRA; MA, 2005). Sendo assim, o tamanho do grão recristalizado é determinado pelo fator dominante entre a rotação e a velocidade de avanço, ou seja, pela competição entre o grau de deformação e a entrada de calor (ÇAM; MISTIKOGLU, 2014). Portanto, a relação rotação/velocidade de avanço tem papel fundamental no resultado final da microestrutura, pois o tamanho do grão irá influenciar diretamente as propriedades da junta soldada pelo processo FSW. A Tabela 2 apresenta alguns resultados de pesquisas do tamanho de grão na zona de mistura.

Tabela 2 – Tamanho de grão na zona de mistura de ligas de alumínio tratadas termicamente

Material	Espessura [mm]	Geometria da ferramenta	Rotação [rpm]	Velocidade de avanço [mm/min]	Rotação vs. Avanço [rev/mm]	Tamanho de grão [µm]	Referência
AA 2024	6,35	Padrão	200 – 300	25,4	7,8 – 11,8	2,0 – 3,9	CHARIT; MISHRA, 2003
AA 2024-T351	6,30	Padrão	468	75	6,2	2,0 – 7,0	ATTALLAH et al., 2007
AA 2024-T4*	6,50	Padrão	650	60	10,8	0,5 – 0,8	YAN et al., 1999
AA 7050-T7451	6,35	-	350	15	23,3	1,0 – 5,0	SU et al., 2003
AA 7075-T6	3,00	-	1500	300	5,0	3,0	MOTOHASHI et al., 2008
AA 7075**	2,00	-	1000	120	8,3	0,1	SU, J. et al., 2003

*Resfriado com nitrogênio líquido

**Resfriado com água, metanol e gelo seco

Fonte: Autor “adaptado de” Çam et al., 2014.

Há ainda que ser pontuado que existem grandes debates entre os pesquisadores no que diz respeito ao mecanismo de refinamento dos grãos da zona de mistura. Segundo Fonda, Bingert, Colligan (2004b) este refinamento ocorre devido a subdivisão induzida pelo intenso processo de deformação plástica e pelo processo de recuperação dinâmica. Já para Nandan, DebRoy, Bhadeshia (2008) a recuperação dinâmica e a recristalização dinâmica ocorrem simultaneamente e de maneira mista.

2.2.1.2 Zona termomecanicamente afetada (ZTMA)

Contíguo a zona de mistura está a zona termomecanicamente afetada (ZTMA). Nesta zona o material experimenta deformações menores, assim como picos de temperatura menores também. Esta região geralmente é caracterizada por um padrão de grãos distorcidos, que sugerem cisalhamento e fluxo de material ao redor do pino (ÇAM; MISTIKOGLU, 2014). Jata et al. (2000) e Su et al. (2003) sugerem que as diferenças observadas na microestrutura podem ser resolvidas considerando-se que ocorre um mecanismo de recristalização dinâmica contínua na ZTMA. O processo de deformação associado à solda introduz grande quantidade de discordâncias, enquanto que ao mesmo tempo ocorre crescimento do grão com o aumento da temperatura. Subgrãos (subgrains), que são muito pequenos e exibem contornos de grão de pequeno ângulo, começam a ser formados pelo processo de recuperação dinâmica. Então, a recristalização dinâmica contínua ocorre assim como as discordâncias são continuamente inseridas no subgrãos (subgrains) através de mais deformação. Os subgrãos crescem e rotacionam conforme eles acomodam mais discordâncias em suas fronteiras, formando grãos recristalizados e equiaxiais com contornos de grão de alto ângulo. A deformação plástica continua com a inserção de discordâncias repetidamente e este processo segue até o final do ciclo termomecânico, de tal forma que a recuperação parcial começa a acontecer (THREADGILL et al., 2009).

2.2.1.3 Zona termicamente afetada (ZTA)

Esta região da solda é que experimenta apenas o ciclo térmico durante o processo, visto que não há nenhuma deformação plástica. A ZTA conserva a mesma estrutura de grãos do metal base (MB). Entretanto, a exposição a temperaturas inferiores a 250 °C exerce efeito significativo na estrutura dos precipitados. Conforme reportado por Jata et al. (2000), Su et al.

(2003) e Heinz e Skrotzki (2002), observou-se que houve crescimento grosseiro do precipitado de endurecimento nas soldas pelo processo FSW dos materiais AA 7050-T7451, AA 7050-T651 e AA 6013 respectivamente.

2.2.2 Imperfeições, defeitos e falhas da solda

Threadgill (2007) recomenda a utilização da norma ASME B31.1 no que tange a definição dos termos imperfeição, defeito e falha da solda. Esta norma define imperfeição como um desvio relacionado a uma característica de qualidade que era esperada e como defeito uma imperfeição detectável por ensaios não destrutivos (END). Já uma falha é definida como um defeito de tal tamanho, formato, orientação ou propriedades que é passível de rejeição (THREADGILL, 2007). Caso seja um defeito que não comprometa a integridade da estrutura, este será considerado como um defeito tolerável (THREADGILL et al., 2009). De fato os tipos mais comuns de defeitos são gerados pelo uso de parâmetros não otimizados ou falta de controle no processo, o que facilita a correção deste problema ajustando os parâmetros, alterando o projeto da ferramenta ou melhorando a prática da operação (THREADGILL et al., 2009).

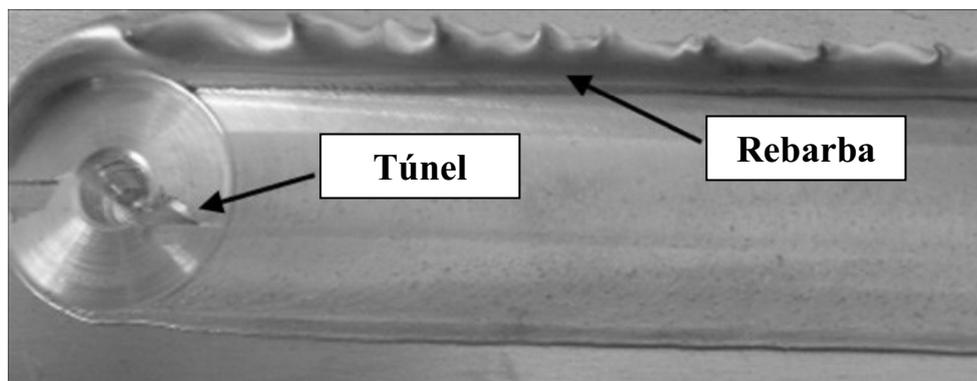
O pesquisador Threadgill (2007) dividiu os defeitos em dois grupos, considerando-se que a solda a ser realizada é de uma junta de topo. Um grupo classificou como defeitos volumétricos e outro como defeitos na linha da solda. Utilizando-se desta classificação, pode-se dizer que os tipos de defeito encontrados pelos pesquisadores até os dias atuais, como a formação de rebarba, a formação de vazios e formação de túnel são os defeitos volumétricos. Já os resíduos da interface da junta, formação de *kissing bond* e formação de trinca (crack-like) na raiz da solda podem ser classificados como defeitos na linha da solda.

A formação de rebarba é o defeito de maior recorrência nos artigos publicados e sua causa está ligada principalmente ao excesso de calor gerado pela rotação do pino e do ombro. Este excesso de calor irá plastificar demasiadamente o material próximo a borda do ombro, expelindo-o e formando a rebarba, podendo ainda ser atribuída ao excesso de força axial exercida pelo ombro, que também resultaria na formação de rebarba (LI; SHEN; HU, 2011). A Figura 30 exemplifica a formação de rebarba após o processo FSW.

A formação de túnel e de vazios acontece principalmente pela incorreta combinação dos parâmetros da solda, a saber, rotação, velocidade de avanço e força de forjamento, que resultará em pouca geração de calor e mistura inadequada para a execução apropriada da solda (GRUJICIC et al., 2010). Por exemplo, ao utilizar baixa rotação e alta velocidade de

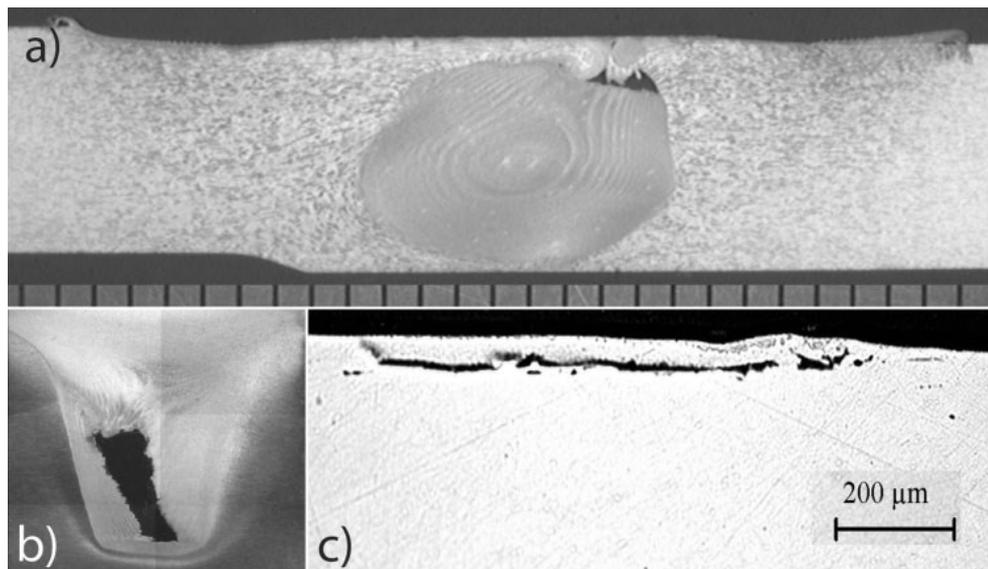
avanço, o passo da solda será alto, ou seja, haverão poucas rotações por milímetro de solda, não atingindo a temperatura necessária. Esta combinação de parâmetros é conhecida por solda fria (VILAÇA; THOMAS, 2011), pois há rápida dissipação do calor gerado. Com isso o material pode não plastificar suficientemente a ponto de fluir ao redor do pino e ser transferido camada a camada, e sob ação da força de forjamento gerar a solda, causando assim a formação de túnel e vazios (THREADGILL et al., 2009). A Figura 31 ilustra três casos de formação de vazios.

Figura 30 – Formação de rebarba após o processo FSW.



Fonte: Autor “adaptado de” Li et al., 2011.

Figura 31 – Formação de vazios no processo FSW: a) formação de vazio no lado do avanço, b) formação de túnel e c) formação de vazio na superfície sob o ombro.



Fonte: Autor “adaptado de” Threadgill et al., 2009.

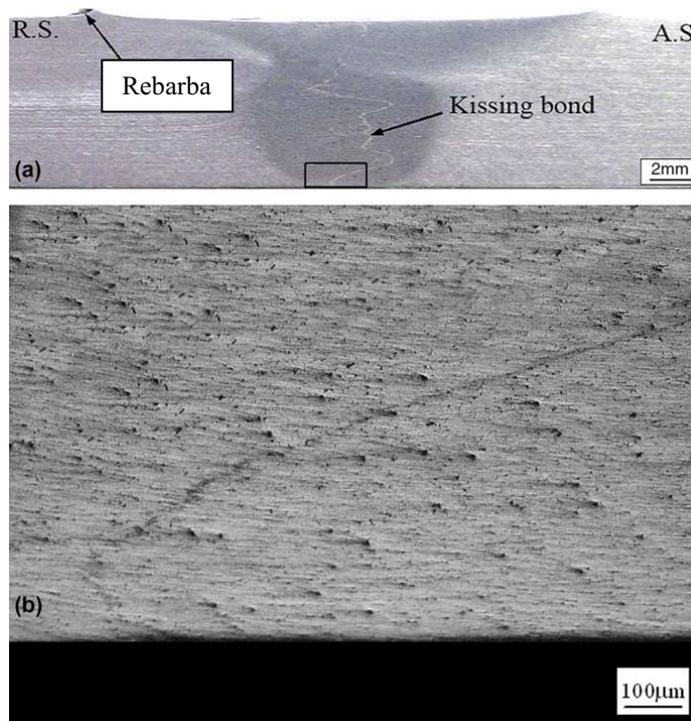
A formação de defeito tipo túnel acontece de maneira similar a formação de vazios. Sendo assim, pode-se dizer que o defeito túnel são sucessivas formações de vazios conjugadas de tal maneira a formar um defeito contínuo ao invés de um defeito intermitente. Em geral, aumentando o aporte térmico, ou seja, aumentando o ombro, e reduzindo a velocidade de avanço fará com que a solda seja livre deste tipo de defeito (KAH et al., 2015).

Os defeitos na linha da solda, como exposto anteriormente, são os resíduos da interface da junta, a formação de kissing bond e a formação de trinca na raiz da solda.

Os resíduos da interface da junta, segundo Threadgill (2007), podem ser considerados como imperfeições, visto que são virtualmente inevitáveis. Observando-se em detalhe, é possível verificar que esta imperfeição é formada por partículas de óxido de alumínio que não foram totalmente rompidas. Estas estavam originalmente nas superfícies de interface da solda de topo, que sofreram intensa deformação plástica, e agora não mais se apresentam na forma retilínea e sim de maneira não linear.

Já a formação de kissing bond e de trinca na raiz da solda são considerados defeitos na raiz, pois invariavelmente acontecem na região inferior da solda, ou seja, na superfície que fica em contato com a placa de apoio (backing plate).

Figura 32 – Exemplo de kissing bond: a) seção transversal perpendicular a direção da solda do AA5083, b) detalhe do kissing bond em uma junta de AA5083.

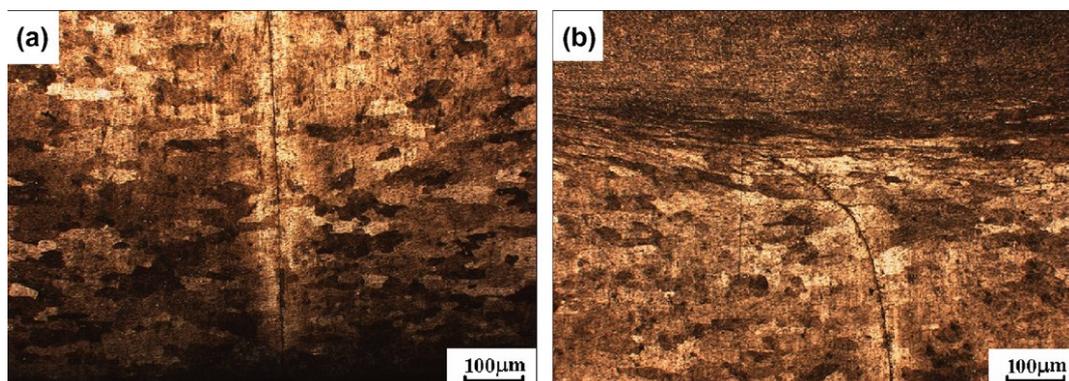


Fonte: Autor “adaptado de” Zhou et al., 2006.

A formação de kissing bond pode ocorrer principalmente devido a plastificação insuficiente do material a ser soldado, causado pelo deslizamento ao invés do atrito no pino (OOSTERKAMP; OOSTERKAMP; NORDEIDE, 2004). Esta plastificação insuficiente acontece devido a presença de baixa rotação e alta velocidade de avanço, que gera movimentação insuficiente do material, levando a quebra parcial da camada superficial natural de óxido de alumínio. Consequentemente há inclusão deste óxido parcialmente quebrado, formando esta região chamada kissing bond, representado na Figura 32 (KAH et al., 2015). Este defeito é deletério quando se trata de componente dimensionado e projetado para vida em fadiga, como comprovou Zhou et al. (2006) e Kadlec et al. (2015). Porém, é relativamente simples de ser resolvido, ajustando-se os parâmetros, como por exemplo, aumentando a rotação, quebrando totalmente a camada de óxido de alumínio e distribuindo-o difusa e amplamente (KAH et al., 2015).

A formação de trinca na raiz da solda (Figura 33) ocorre principalmente devido a falta de penetração do pino, mas também a este defeito pode ser atribuído o comprimento do pino menor do que a espessura do material a ser soldado ou falta de alinhamento entre a ferramenta e a linha de interface da solda (LI; SHEN; HU, 2011). Ocorre que na superfície inferior da solda não haverá ligação metálica entre as peças soldadas, pois a movimentação da ferramenta e o calor gerado pelo pino não foram suficientes para tal. E assim como o defeito kissing bond, este também é deletério para vida em fadiga, pois se parte de uma área de seção transversal resistente menor se comparada com uma seção sem o defeito.

Figura 33 – Microestrutura apresentando trinca na raiz da solda



Fonte: Autor “adaptado de” Li et al., 2011.

2.3 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio tem uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) em toda a faixa de temperatura até o ponto de fusão. É classificado em dois grupos, a saber ligas não-tratáveis termicamente e ligas tratáveis termicamente, dependendo do mecanismo de endurecimento (ÇAM; MISTIKOGLU, 2014). Ele apresenta uma relação densidade versus resistência mecânica que o torna interessante em aplicações onde são desejados equipamentos leves e rígidos, de modo a garantir seu correto funcionamento. Este requisito é presente e recorrente principalmente nas indústrias aeronáutica e aeroespacial, onde o baixo peso é primordial para garantir baixo consumo de combustível, bem como maior autonomia de vôo. À estas ligas de alumínio obtidas através de trabalho mecânico (wrought alloy), deu-se uma classificação, conforme apresentado na Tabela 3 e resumida a composição base da liga de forma gráfica pela Figura 34.

Tabela 3 – Nomeclatura das ligas de alumínio obtidas através de trabalho mecânico

Alumínio puro 99,00% puro ou maior	1xxx
Ligas de alumínio agrupadas pelos principais elementos de liga	
Cobre	2xxx
Manganês	3xxx
Silício	4xxx
Magnésio	5xxx
Magnésio e Silício	6xxx
Zinco	7xxx
Outros elementos	8xxx
Série não utilizada	9xxx

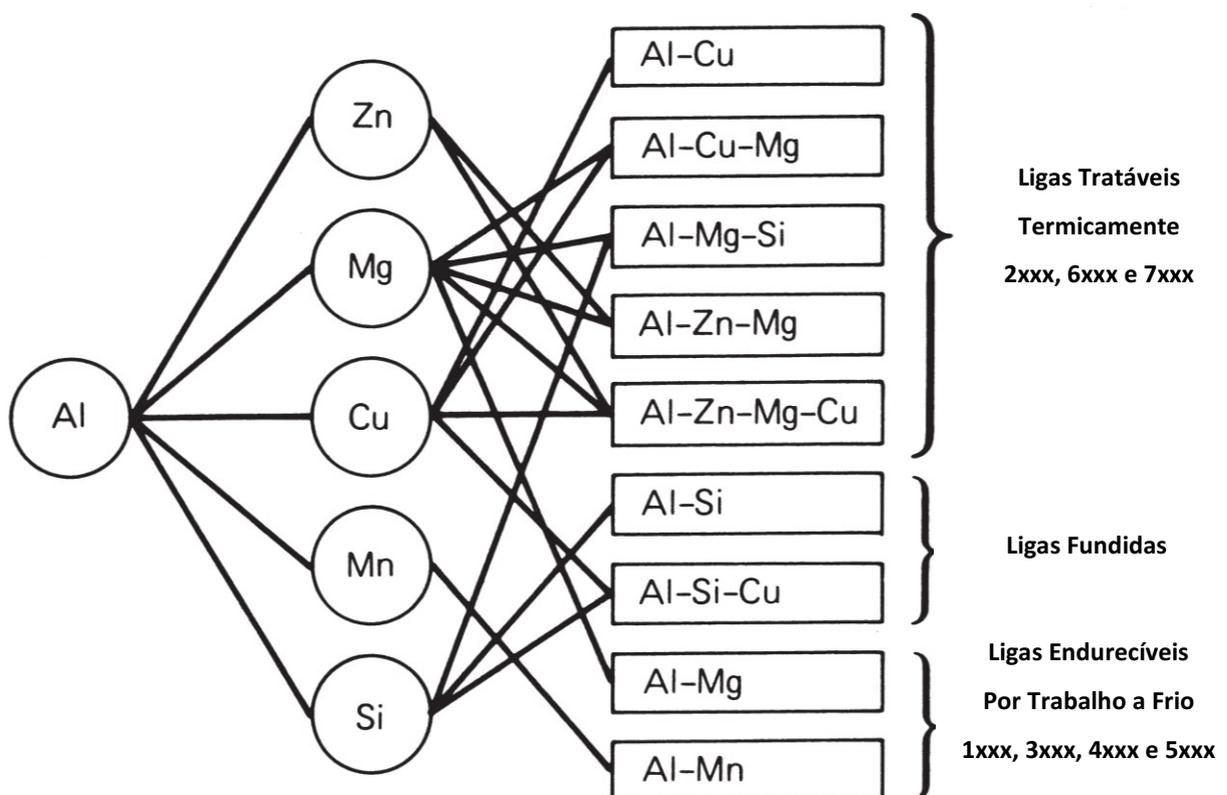
Fonte: Autor “adaptado de” The Aluminum Association Inc., 2006.

O presente trabalho utilizou-se das ligas de alumínio série 2xxx e 7xxx para estudo. Assim, estas serão as ligas exploradas nesta revisão bibliográfica. Para maiores detalhes das demais ligas sugere-se consulta as referências Hatch (1984) e Mondolfo (1976).

Ambas as ligas são tratáveis termicamente e apresentam estruturas de precipitados de endurecimento. Estas estruturas são essencialmente controladas pela estabilidade dos vários precipitados e da energia interfacial. Precipitados com grande energia interfacial tendem a precipitar preferencialmente no contorno do grão, causando fragilização. Já baixa energia

interfacial significa nucleação fácil, uma distribuição uniforme de precipitados e resistência a crescimento do grão em temperatura elevada. Evidente que para aplicação em temperatura elevada, o precipitado deve ser termodinamicamente estável a temperatura elevada, ou então ele tende a ser dissolvido. Porém ocorre que estes precipitados são todos metaestáveis e desaparecem à temperatura elevada (FINE, 1975). Assim, as ligas de alumínio tem limitações em relação a temperatura a que serão submetidas durante a operação de um dado equipamento, bem como na realização de soldas de união entre componentes.

Figura 34 – Sistema de classificação das ligas de alumínio



Fonte: Autor “adaptado de” Hatch, 1984.

2.3.1 Alumínio série 2xxx

As ligas da série 2xxx são também conhecidas como ligas de alumínio-cobre, ou seja, apresentam o cobre como elemento principal na composição química. Geralmente são ligas complexas devido ao uso de muitos aditivos para endurecimento, resistência à corrosão ou controle do tamanho de grão (HATCH, 1984). A principal característica desta liga é a

presença do cobre como elemento principal (fase CuAl_2) e também do magnésio como elemento secundário (fase Al_2CuMg). São ligas capazes de, através de tratamento térmico de solubilização, obter propriedades mecânicas similares, e algumas vezes superiores, às das ligas de aço ao carbono de baixo teor (ASM INTERNATIONAL, 1990). Em alguns casos é aplicado um tratamento térmico de precipitação (envelhecimento) obtendo valores de limite de escoamento próximo ao de aço ao carbono de médio teor (R. JUNIOR, 2003). Assim, este tratamento aumenta a tensão limite de escoamento, com concomitante perda no alongamento, porém seu efeito no incremento do limite de resistência não é expressivo (ASM INTERNATIONAL, 1990). Já em relação às propriedades de corrosão, quando comparada com outras ligas de alumínio, não apresenta bons resultados, podendo sofrer corrosão intergranular sob condições de temperatura elevada (R. JUNIOR, 2003). Portanto, estas ligas em forma de chapa geralmente são revestidas com uma camada de alumínio de alta pureza ou com uma liga magnésio-silício da série 6xxx, cujos quais fornecem proteção galvânica do metal base e também incrementam a resistência à corrosão (ASM INTERNATIONAL, 1990).

As ligas da série 2xxx são particularmente adequadas para partes e estruturas que requerem alta relação resistência-peso. Assim, são ligas comumente utilizadas para fabricar rodas de caminhões e aeronaves, peças de suspensão de caminhões, fuselagem de aeronaves e revestimento de asas, peças estruturais e peças que requerem boa resistência a temperaturas até 150 °C (ASM INTERNATIONAL, 1990).

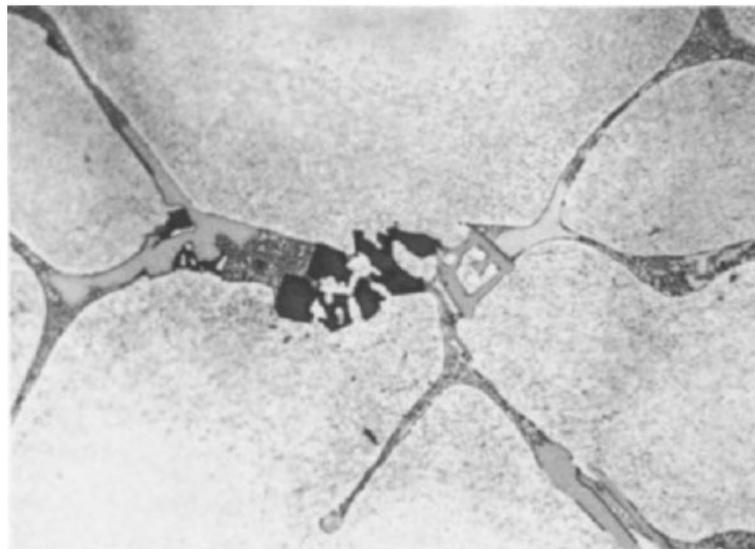
O cobre é um dos mais importantes elementos de liga para o alumínio devido à sua significativa solubilidade e efeito de aumento de resistência mecânica. Muitas ligas comerciais contêm cobre, seja como elemento principal ou misturado entre os principais elementos de liga, em concentrações de 1 a 10%. É utilizado frequentemente em combinação com o magnésio (HATCH, 1984). Tanto as ligas de alumínio-cobre fundidas quanto as laminadas respondem ao tratamento de solubilização e subsequente envelhecimento com um aumento na resistência mecânica e na dureza, porém com diminuição no alongamento. O endurecimento é máximo entre 4 a 6% de Cu, dependendo da influência da presença de outros constituintes. As características de envelhecimento do sistema binário alumínio-cobre têm sido estudadas mais detalhadamente do que qualquer outro sistema, porém comercialmente falando ainda há pouquíssimas ligas binárias alumínio-cobre. A maioria das ligas comerciais contém outros elementos de liga (ASM INTERNATIONAL, 1990).

A adição do cobre ocorre principalmente para aumento da resistência mecânica, seja por tratamento térmico em baixas temperaturas, seja através da formação de compostos com ferro, manganês, níquel, etc em temperaturas elevadas. Porém, para haver este ganho há um

decréscimo no potencial eletrolítico e também na resistência à corrosão. Isto ocorre pois a presença do cobre como elemento ligante na condição recozido tende a corroer severamente por pite, e quando na condição envelhecido pode ser susceptível a corrosão intergranular ou a corrosão por tensão (MONDOLFO, 1976).

A liga 2024, com alumínio + cobre + magnésio + manganês + ferro + silício, tem uma estrutura complexa e com múltiplas fases (Figura 35) que consistem de $(\text{Mn,Fe})_3\text{SiAl}_{12}$, Mg_2Si , CuAl_2 e Al_2CuMg , e casualmente de $(\text{Fe,Mn})\text{Al}_3$ ou $(\text{Mn,Fe})\text{Al}_6$. Um aquecimento subsequente dissolve muito do cobre e do magnésio, mas deixa algum Al_2CuMg e talvez CuAl_2 fora da solução. Todas as fases contendo ferro passam por uma transformação para $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, possivelmente acompanhado de outras fases menores. Simultaneamente, o manganês é precipitado da solução sólida como um dispersóide $\text{Cu}_2\text{Mn}_3\text{Al}_{20}$. Resfriamento lento fará com que a fase Al_2CuMg precipite no padrão Widmænstatten, conforme Figura 36 (HATCH, 1984).

Figura 35 – Liga 2024 fundida mostrando a estrutura complexa de fases múltiplas. Ataque com 10% de ácido fosfórico, aumento 455X

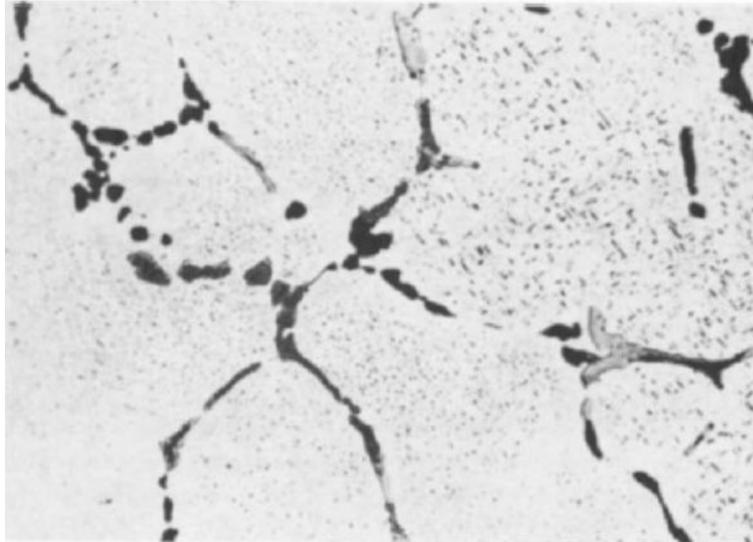


Fonte: Autor “adaptado de” Hatch, 1984.

Nas ligas de alumínio-cobre envelhecidas é possível reconhecer cinco estruturas: (1) solução sólida supersaturada, (2) zonas GP1, (3) zonas GP2, também chamadas de θ'' , (4) θ' e (5) θ , fase CuAl_2 . Elas geralmente se formam nesta sequência apresentada, mas, como em outros processos de envelhecimento, há discordância em relação a saber se estas etapas são

sucessivas de solução sólida supersaturada até θ ou se são estruturas nucleadas independentemente (MONDOLFO, 1976).

Figura 36 – Liga 2024 fundida e tratada mostrando que a estrutura complexa de fases múltiplas foi reduzida a duas principais fases ricas em ferro e ao soluto Al_2CuMg . Esta última fase também forma precipitado de Widmænstatten durante subsequente resfriamento lento. Ataque com 10% de ácido fosfórico, aumento 460X



Fonte: Autor “adaptado de” Hatch, 1984.

2.3.2 Alumínio série 7xxx

As ligas da série 7xxx são também conhecidas como ligas de alumínio-zinco, ou seja, apresentam o zinco como elemento principal na composição química, sendo este altamente solúvel no alumínio. O zinco varia entre 1,0 a 8,0% em massa na composição, e quando combinado com o magnésio (faixa de 0,10 a 3,0%), obtém-se uma liga tratável termicamente, atingindo elevadas propriedades mecânicas. Geralmente outros elementos, tais como cobre e cromo, são também adicionados em pequenas quantidades. Devido a esta característica de elevada propriedade mecânica e também a consideráveis valores de tenacidade à fratura, estas ligas são amplamente utilizadas nas estruturas primárias e secundárias de aeronaves, como, por exemplo, na fuselagem, nos revestimentos das asas e outras peças sob elevada tensão (ASM INTERNATIONAL, 1990; R. JUNIOR, 2003). As ligas 7xxx de alta resistência exibem reduzida resistência à corrosão sob tensão e são frequentemente utilizadas com um revenimento ligeiramente superenvelhecido, para obter melhores combinações de resistência mecânica, resistência à corrosão e ductilidade à fratura (ASM INTERNATIONAL, 1990).

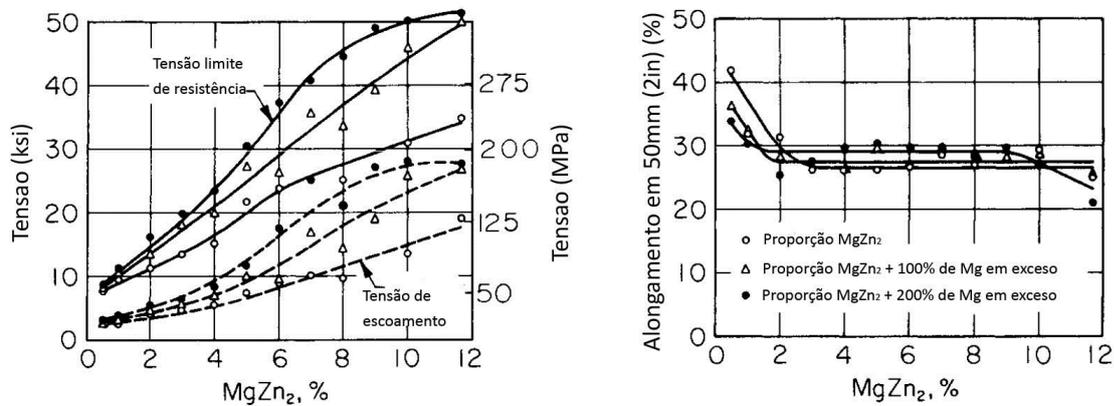
As ligas alumínio-zinco já são conhecidas por muitos anos, mas sua utilização ficou restrita devido a trinca a quente nas ligas fundidas e a susceptibilidade a trinca por corrosão sob tensão nas ligas laminadas. Ligas alumínio-zinco contendo outros elementos oferecem a mais alta combinação das propriedades de tração nas ligas de alumínio laminadas. Esforços para superar as limitações supracitadas têm sido bem sucedidos, e estas ligas base alumínio-zinco tem sido utilizadas comercialmente de maneira crescente. A presença do zinco no alumínio aumenta o potencial de solução, daí o seu uso em revestimentos superficiais e também como anodo de sacrifício (HATCH, 1984). O zinco, por si próprio, é altamente solúvel no alumínio e exerce nenhuma influência apreciável na microestrutura de uma liga simples como a 7072. Entretanto, a liga encontrada com maior frequência contém magnésio e cobre, assim como aditivos tais quais cromo, manganês, ou zirconio, e os sempre presentes ferro e silício (HATCH, 1984).

Composições dentro dos sistemas alumínio-magnésio-zinco e alumínio-cobre-magnésio-zinco formam importantes classes de ligas tratáveis termicamente, e, no sistema quartenário, produz-se as maiores resistências mecânicas conhecidas para ligas de alumínio comerciais. Em quase todos os casos, o zinco representa o elemento de maior adição à composição. As características das ligas ternárias alumínio-magnésio-zinco são influenciadas pela alta solubilidade sólida de ambos os elementos (HATCH, 1984).

A adição de magnésio a liga alumínio-zinco desenvolve o potencial de resistência mecânica desta liga, especialmente na faixa de 3 a 7,5% de Zn. Magnésio e zinco formam a fase $MgZn_2$, o qual produz uma resposta muito maior ao tratamento térmico comparada com a que ocorre no sistema binário alumínio-zinco. A resistência mecânica da liga alumínio-zinco laminada também é substancialmente melhorada pelo adição de magnésio. Aumentando a concentração de $MgZn_2$ de 0,5 para 12% em uma chapa de 1,6mm temperada com água fria aumenta continuamente a tensão limite de resistência e a tensão limite de escoamento. A adição de magnésio em excesso (100 e 200%) do que é requerido para formar $MgZn_2$ promove aumento da tensão de tração, como mostrado na Figura 37 (HATCH, 1984).

Do lado negativo, aumentando as adições de zinco e magnésio diminui a resistência global à corrosão do alumínio, na medida em quem um controle rígido sobre a microestrutura, tratamento térmico, e a composição são muitas vezes necessários para manter adequada resistência à corrosão sob tensão e para ataque por exfoliação (HATCH, 1984).

Figura 37 – Efeito da fase $MgZn_2$ e da fase $MgZn_2$ com magnésio em excesso nas propriedades de tração de um laminado de alumínio 99,95%



Fonte: Autor “adaptado de” Hatch, 1984.

As fases em equilíbrio com a matriz de alumínio em ligas comerciais são: $MgZn_2$ (fase M), $Mg_3Zn_3Al_2$ (fase T), e Mg_5Al_3 (fase β). A primeira fase varia em composição de $MgZn_2$ até Mg_4Zn_7Al . A fase T tem uma variação mais ampla de composição, de 74% Zn e 16% Mg até 20% Zn e 31% Mg. A fase β aparece apenas quando o conteúdo de magnésio é consideravelmente maior que o de zinco. Tais ligas são primariamente endurecidas pelo magnésio em solução sólida (HATCH, 1984).

As ligas de endurecimento por precipitação com zinco em excesso com o magnésio ocorrem em sequência através de zonas de precipitado coerente até a fase M. Se o conteúdo de magnésio é maior do que o de zinco, esta sequência ocorre através de zona de precipitado coerente até a fase T (HATCH, 1984).

Sinais de aquecimento excessivo em uma liga série 7xxx são geralmente relacionados com regiões segregadas com concentrações não usuais de Al_2CuMg . A liga homogênea tem uma temperatura solidus de equilíbrio que é bem acima da faixa de temperatura de solubilização. Se Al_2CuMg está presente, entretanto, taxas de aquecimento muito rápidas podem resultar no aparecimento de rosetas, devido ao tempo inadequado para difusão e dissolução da partícula antes de exceder a temperatura eutética de desequilíbrio (HATCH, 1984).

2.3.3 Designação dos tipos de tratamento térmico (têmpera) das ligas de alumínio

O termo têmpera em regra utiliza-se para designar uma etapa do tratamento térmico de um material. Porém, assim como Junior (2003), este trabalho utilizará a palavra têmpera para

designar o processo de fabricação como um todo, incluindo tratamento térmico e/ou tratamento mecânico.

A designação da têmpera é acompanhada da designação da liga e é separada dela por um hífen. A designação básica da têmpera consiste de uma letra maiúscula individual. As principais subdivisões de têmperas básicas, quando requeridas, são indicadas por um ou mais dígitos seguidos da letra. Estes dígitos designam sequências específicas do tratamento que produz as características específicas de cada produto e também indicam as variações nas condições de tratamento térmico (ASM INTERNATIONAL, 1990).

As designações para as têmperas comuns, bem como a descrição das sequências de operação utilizadas para produzi-las estão descritas na Tabela 4 a seguir.

Este trabalho, como mencionado anteriormente neste capítulo, utiliza-se das ligas de alumínio tratáveis termicamente das séries 2xxx e 7xxx. Sendo assim, das possíveis designações de têmpera expostas na Tabela 4, apenas a têmpera T será explorada em maior detalhe.

Tabela 4 – Designação básica das têmperas

Designação	Denominação	Descrição
F	Como fabricado	Aplica-se a produtos conformados por trabalho a frio, a quente, ou por processos de fundição sem nenhum controle especial sobre condições térmicas ou encruamento. Para produtos laminados, não há limites para as propriedades mecânicas
O	Recozido	Aplica-se para produtos laminados recozidos para obter têmpera de menor resistência e para os produtos fundidos que são recozidos para aprimorar a ductilidade e a estabilidade dimensional
H	Encruado	Aplica-se a produtos que submetidos a endurecimento por encruamento, com ou sem tratamento térmico subsequente para produzir alguma redução na resistência
W	Solubilizado	Esta têmpera é instável, aplicável somente em ligas cuja resistência altere naturalmente (espontaneamente) à temperatura ambiente por um período de meses ou até anos após o tratamento térmico de solubilização
T	Solubilizado	Aplica-se para as ligas cuja resistência é estável dentro de algumas semanas após o tratamento térmico de solubilização

Fonte: Autor “adaptado de” ASM Handbook V. 2, 1990.

2.3.3.1 Designação das têmperas para as ligas tratáveis termicamente

O sistema de designação de têmpera para produtos laminados e fundidos que são endurecidos por tratamento térmico emprega as designações W e T, como apresentado anteriormente. A designação W indica uma têmpera instável, enquanto que a designação T

indica uma têmpera estável (ASM INTERNATIONAL, 1990). A Tabela 5 apresenta os principais tipos de têmpera T, focada na designação dos materiais utilizados neste trabalho.

Tabela 5 – Principais tipos de têmpera T e suas principais características

	Denominação	Características
T1	Resfriado de um processo de conformação à elevada temperatura e envelhecido naturalmente para uma condição substancialmente estável	Produtos não trabalhados a frio após serem submetidos a um processo de conformação a elevada temperatura como, por exemplo, fundição ou extrusão, e para o qual as propriedades mecânicas se estabilizaram por envelhecimento à temperatura ambiente
T2	Resfriado de um processo de conformação à elevada temperatura, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente para uma condição substancialmente estável	Produtos trabalhados a frio especificamente para aumentar a resistência mecânica após o resfriamento subsequente a um processo com trabalho a quente como laminação ou extrusão, e para o qual as propriedades mecânicas se estabilizaram por envelhecimento à temperatura ambiente
T3	Solubilização, trabalho a frio e envelhecimento natural para uma condição substancialmente estável	Produtos trabalhados a frio especificamente para aumentar a resistência mecânica após o tratamento térmico de solubilização e para o qual as propriedades mecânicas se estabilizaram por envelhecimento à temperatura ambiente
T4	Solubilização e envelhecimento natural para uma condição substancialmente estável	Produtos não trabalhados a frio após o tratamento térmico de solubilização e para o qual as propriedades mecânicas se estabilizaram por envelhecimento à temperatura ambiente
T5	Resfriado de um processo de conformação à elevada temperatura e envelhecido artificialmente	Produtos não trabalhados a frio após um processo de conformação a elevada temperatura (fundição ou extrusão) e para o qual as propriedades mecânicas são substancialmente melhoradas através de tratamento térmico por precipitação
T6	Solubilização e envelhecimento artificial	Produtos não trabalhados a frio após o tratamento térmico de solubilização e para o qual as propriedades mecânicas ou estabilidade dimensional (ou ambas), são substancialmente melhoradas através de tratamento térmico por precipitação
T7	Solubilização e superenvelhecimento ou estabilização	Produtos laminados submetidos a tratamento térmico por precipitação além do ponto de máxima resistência para fornecer alguma característica especial, tal como resistência a corrosão por tensão ou resistência a corrosão por exfoliação aumentadas
T8	Solubilização, trabalho a frio e envelhecimento artificial	Produtos trabalhados a frio especificamente para aumentar a resistência mecânica após o tratamento térmico de solubilização e para o qual as propriedades mecânicas ou estabilidade dimensional (ou ambas), são substancialmente melhoradas através de tratamento térmico por precipitação
T9	Solubilização, envelhecimento artificial e trabalho a frio	Produtos trabalhados a frio especificamente para aumentar a resistência mecânica após o tratamento térmico por precipitação
T10	Resfriado de um processo de conformação à elevada temperatura, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente	Produtos trabalhados a frio especificamente para aumentar a resistência mecânica após processamento a quente tal como laminação ou extrusão, e para o qual as propriedades mecânicas são substancialmente aumentadas através de tratamento térmico por precipitação

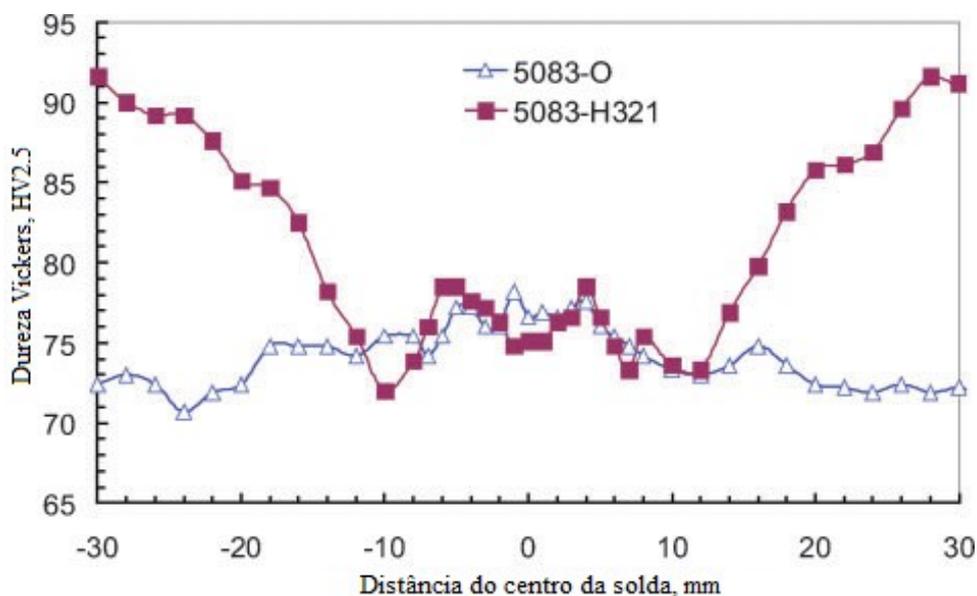
Fonte: Autor “adaptado de” ASM Handbook V. 2, 1990.

2.3.4 FSW nas ligas de alumínio não-tratáveis termicamente

As ligas de alumínio não-tratáveis termicamente tem suas propriedades mecânicas incrementadas através dos mecanismos de endurecimento por solução sólida (isto é, com adição de elementos de liga) e por trabalho a frio (laminação a frio ou encruamento). As ligas endurecidas por solução sólida são as que exibem os menores problemas em relação a ZTA, considerando que elas não foram trabalhadas a frio. Elas não passam por uma transformação no estado sólido e, portanto, o efeito do ciclo térmico durante a solda é pequeno e as propriedades na ZTA permanecem praticamente inalteradas. Pode ocorrer um leve crescimento do grão nesta região o que geralmente não altera significativamente as propriedades do material (ÇAM; MISTIKOGLU, 2014).

Em compensação, com as ligas que são trabalhadas a frio, acontece o oposto. Para estas ligas, a medida que a solda se aproxima, o calor gerado pelo processo causa recozimento e consequentemente recuperação, levando a queda na dureza. A dureza mínima encontra-se tipicamente na zona de mistura (ZM), região esta onde formam-se grãos finos e estrutura totalmente recristalizada. Entretanto, soldas feitas em materiais originalmente recozidos não exibem a ZTA e em alguns casos a ZM pode ser levemente mais dura que a condição original, devido ao trabalho a quente da ferramenta FSW e do refinamento de grão (THREADGILL et al., 2009). Esta situação está representada pela Figura 38.

Figura 38 – Perfil de dureza do alumínio recozido (AA5083-O) versus trabalhado à frio (AA5083-H231)



Fonte: Autor “adaptado de” Threadgill et al., 2009.

2.3.5 FSW nas ligas de alumínio tratáveis termicamente

As ligas de alumínio tratáveis termicamente obtêm muito de sua resistência mecânica da presença de precipitados finos, formados durante o tratamento térmico de envelhecimento. Devido ao processo FSW ser governado pelo calor gerado do atrito entre a ferramenta a peça a ser soldada, há um ciclo térmico de aquecimento e resfriamento. Este ciclo térmico, durante a solda, pode levar a crescimento ou dissolução do precipitado, e também a mais precipitação durante ou após o resfriamento, a depender do pico de temperatura atingido e da duração do ciclo térmico (THREADGILL et al., 2009).

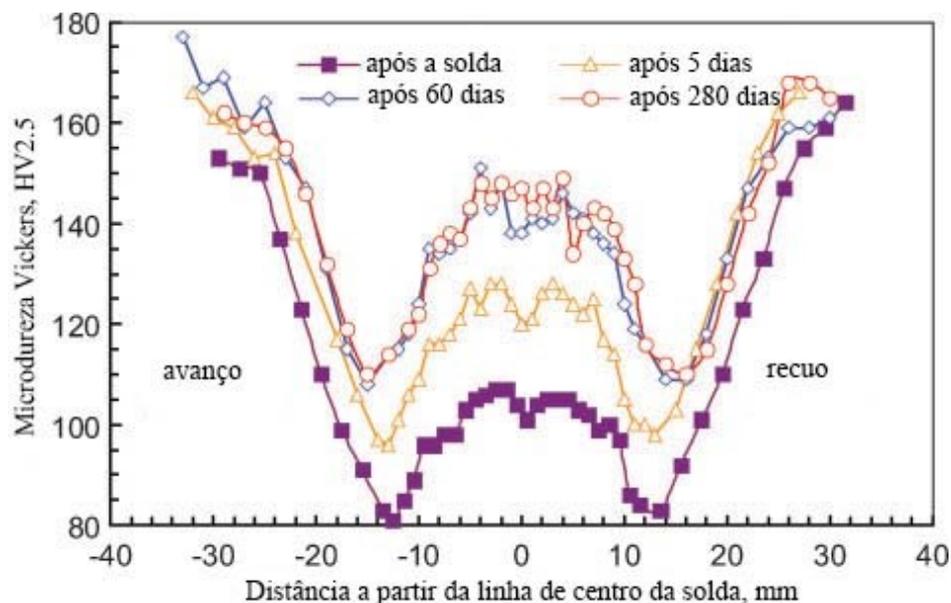
Estas ligas são geralmente classificadas como não-soldáveis devido a alta condutividade térmica, alto coeficiente de expansão térmica, alta solubilidade do hidrogênio no alumínio e maior susceptibilidade a trincas durante a solda por fusão do que as ligas não-tratáveis termicamente. A alta condutividade térmica exige que, no processo de solda por fusão, tenha-se maior aporte térmico, ensejando maior valor de corrente quando comparado com um liga ferrítica. O alto coeficiente de expansão térmica aliado ao maior aporte térmico resultará em maiores deformações após a solda. E a alta solubilidade do hidrogênio poderá causar muita porosidade durante a solda.

Ainda considerando o processo de solda por fusão, a susceptibilidade à trincas de solda pode ser classificada como trinca de solidificação e trinca de liquação. A trinca de solidificação ocorre devido aos altos níveis de tensão térmica e de contração na solidificação na poça de fusão. A trinca de liquação acontece em uma região específica da ZTA, adjacente a zona de fusão, que é parcialmente fundida durante a solda. Assim, a liquação ocorre na interface do grão durante a solda devido a presença de constituintes ou de fases eutéticas (resultado da expressiva presença dos elementos de liga) nesta região da ZTA que possuem baixo ponto de fusão (inferior ao ponto de fusão do material principal) (OLSON et al., 1993). Assim, devido ao processo FSW ser executado no estado sólido, ou seja, não há fusão, não são encontradas trincas de solidificação e trincas de liquação.

A maioria das ligas de alumínio endurecíveis por precipitação podem ser soldadas pelo processo de fusão, mas a junta soldada exibirá propriedades mecânicas muito inferiores ao metal base devido a degradação destas propriedades ser causada pelo ciclo térmico. Entretanto, este comportamento deletério destas ligas em relação a solda por fusão não impedirá sua utilização. Assim, muitos pesquisadores se propuseram a estudar os perfis de dureza e a microestrutura destas ligas, utilizando-se do processo FSW para tal.

As medições de dureza, possivelmente pela simplicidade e praticidade do ensaio, acabam sempre se tornando o ponto de partida para analisar as modificações que ocorrem durante a solda. Entretanto, há alguns cuidados a serem observados. Considerando-se que as ligas de alumínio tratáveis termicamente podem ser envelhecidas naturalmente, faz-se necessário repetir a medida de dureza em períodos distintos, avaliando se há incremento dos valores devido a presença de soluto supersaturado na microestrutura logo após a solda. Ainda é necessário cuidado com a região de medição da dureza, visto que geralmente os corpos de prova são medidos na espessura média. Porém, é sabido que os valores são diferentes ao longo da espessura e a medição de campo completo é extremamente trabalhosa (THREADGILL et al., 2009).

Figura 39 – Envelhecimento natural do AA7075-T651



Fonte: Autor “adaptado de” Leonard, 2000.

O comportamento do envelhecimento natural foi pesquisado e apresentado por Leonard (2000) para a liga de alumínio AA7075-T651 em chapa com espessura de 6 mm, apresentado na Figura 39. Observa-se amolecimento na ZTA, com uma queda abrupta da dureza ao aproximar-se da ZTMA, e grande recuperação da dureza na ZM. Tanto o crescimento do grão quanto a dissolução levam a diminuição da dureza, mas a recuperação desta ocorre apenas após a dissolução. Os perfis de dureza são entretanto consistentes com a dominância do precipitado grosseiro na ZTA (baixo pico de temperatura) e a dissolução na ZM (pico de temperatura abaixo da linha solvus dos precipitados iniciais), seguido pelo

envelhecimento natural. Ainda, a dureza da ZM pode ser incrementada pela deformação de sua subestrutura. Assim, o envelhecimento natural recupera potencialmente a dureza inicial, considerando que a dissolução acontece de maneira completa na ZM. Entretanto a ZTA irá permanecer menos dura, mesmo após longos períodos (THREADGILL et al., 2009).

2.4 DIFRATOMETRIA POR RAIOS-X E TENSÃO RESIDUAL

Na difração por raios-X, considerando-se a medição de tensões residuais, mede-se uma deformação no reticulado cristalino e, assumindo deformação linear elástica deste reticulado, obtém-se a tensão residual produzida por aquela deformação. Vale ressaltar que a tensão residual não é medida por ser uma propriedade extrínseca. Assim, os métodos para determinação da tensão necessariamente precisam partir da medição de uma propriedade intrínseca, como, por exemplo, a deformação ou força e área, para então calcular a tensão associada a estas medidas (PREVÉY, 1986a).

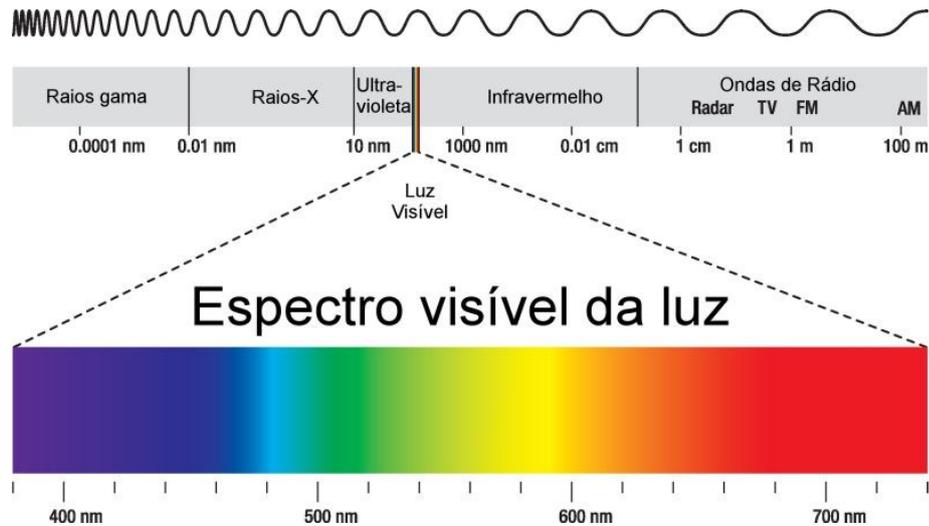
Há muitas outras maneiras de obter os valores de tensão residual, porém todos de maneira destrutiva, ou seja, é possível executar o ensaio apenas uma vez naquela amostra. Já a difração por raios-X diferencia-se neste quesito devido a sua natureza não-destrutível, podendo ser repetido inúmeras vezes.

Em regra a medição de tensão residual por difração de raios-X é aplicável a materiais com estrutura cristalina (metálicos ou cerâmicos), com grãos relativamente refinados e que são capazes de produzir difração para qualquer orientação da superfície da amostra.

2.4.1 Raios-X

Os raios-X foram descobertos em 1895 pelo físico alemão Wilhelm Conrad Röntgen e assim nomeados devido a sua natureza desconhecida àquela época. Ao contrário da luz comum, estes raios são invisíveis, ou seja, estão fora do espectro visível ao ser humano, conforme apresentado na Figura 40. Entretanto estes raios viajam em linhas retas e afetam filmes fotográficos assim como a luz, mas com uma penetração muito maior do que a luz comum a ponto de facilmente passar pelo corpo humano, madeira, peças muito grossas de metal e outros objetos opacos (CULLITY, 1956). A aplicação mais notória e corriqueira desta descoberta está na medicina, com as radiografias.

Figura 40 – Espectro eletromagnético



Fonte: InfoEscola, 2016.

2.4.2 Difração por raios- X na medição da tensão residual

A difração por raios-X é uma ferramenta para investigação da estrutura fina da matéria. Esta técnica teve seu início em 1912 com von Laue descobrindo que os cristais difratavam raios-X, ou ainda, descobrindo a maneira como a difração revelava a estrutura do cristal. Em um primeiro momento, a difração por raios-X foi utilizada apenas para determinar a estrutura do cristal. Posteriormente, outras aplicações foram desenvolvidas, e hoje em dia este método é utilizado, por exemplo, para análise química, medição de tensão residual, estudo do equilíbrio de fases, medição do tamanho do grão e determinação da orientação de um cristal, não limitado a estes.

A difração por raios-X é baseada na lei de Bragg, conforme a Equação 03, e acontece no ângulo 2θ . Nesta equação n é um número inteiro e representa a ordem da difração, λ é o comprimento de onda do raio-X, d é o espaço entre os planos cristalinos no reticulado, e θ é o ângulo de difração. Portanto, qualquer alteração no espaçamento do reticulado, d , resultará em deslocamento correspondente no ângulo de difração 2θ .

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad (03)$$

Uma estrutura posicionada em um plano horizontal e com presença de tensão residual tratativa tem o coeficiente de Poisson (ν) contraído, reduzindo, assim, o espaçamento no reticulado e aumentando ligeiramente o ângulo de difração 2θ . Rotacionando esta estrutura

para um ângulo ψ conhecido, aquela tensão trativa presente na superfície aumenta o espaçamento no reticulado sobre o estado livre de tensão e diminui o 2θ . Portanto, medindo a mudança na posição angular do pico de difração em pelo menos duas orientações da amostra, definida pelo ângulo ψ , possibilita o cálculo da tensão presente na superfície da amostra sobre o plano de difração. Ainda, devido a apenas as deformações elásticas alterarem o espaçamento médio do reticulado, apenas estas são medidas utilizando a difração por raios-X para determinação das tensões residuais macroscópicas. Assim, se o limite elástico é ultrapassado, tais deformações resultarão em movimentação de discordâncias, ruptura do reticulado cristalino e formação de tensões residuais microscópicas. Embora a tensão residual seja resultado de deformações plásticas não uniformes, todas as tensões residuais macroscópicas remanescentes após a deformação são necessariamente elásticas (PREVÉY, 1986a).

Uma questão importante de ser pontuada é sobre a escolha do pico de difração, pois impactará significativamente na precisão da medição. Segundo Prevéy (1986), quanto maior o ângulo de difração, maior será a precisão. Sua recomendação é que o ângulo de difração 2θ , geralmente em aplicações práticas, seja maior do que 120° .

Como já exposto anteriormente, a medição das tensões residuais por difração de raios-X acontecerá sempre na superfície da amostra. Em casos onde há necessidade de medir as tensões ao longo da espessura da amostra, utiliza-se do polimento eletrolítico, expondo a superfície que estava logo abaixo da primeira e assumindo para esta a condição de estado plano de tensões, ou seja, a distribuição das tensões descrita pelas tensões principais σ_1 e σ_2 acontece no plano da superfície, e assume-se que não há tensão perpendicular a superfície ($\sigma_3 = 0$). Entretanto, uma componente de deformação perpendicular a superfície ϵ_3 existe em resposta a contração do coeficiente de Poisson produzido pelas duas tensões principais (PREVÉY, 1986a).

Os três métodos mais comuns para medição de tensões residuais por difração de raios-X são a técnica do ângulo simples, do ângulo duplo e do $\text{sen}^2\psi$. Nestes métodos assume-se estado plano de tensões na superfície da amostra e que baseam-se na relação fundamental entre o espaçamento do reticulado cristalino e a tensão residual (PREVÉY, 1986a). Há outros métodos do tipo não-destrutivos para análise de tensão residual, como, por exemplo, difração de neutrons ou difração de raios-X síncrotron, mas que estão fora do escopo deste trabalho.

A técnica do ângulo simples é geralmente considerada menos precisa em relação a do ângulo duplo e do $\text{sen}^2\psi$ devido a faixa possível de ψ ser limitada pelo ângulo de difração 2θ .

Outra técnica, a do ângulo duplo é assim chamada, pois o espaçamento do reticulado é determinado entre dois valores extremos do ψ , tipicamente 0 e 45°.

Já a técnica do $\sin^2\psi$ é muito semelhante a técnica do ângulo duplo, exceto que o espaçamento do reticulado é determinado por múltiplas inclinações de ψ , e uma linha reta é ajustada com uma regressão por mínimos quadrados e a tensão residual é então calculada através da inclinação desta reta. Sua principal vantagem, levando em consideração que será necessário um tempo maior na aquisição dos dados, está em estabelecer a linearidade do espaçamento do reticulado, d , como uma função de $\sin^2\psi$, demonstrando que a medição de tensão residual por difração de raios-X é possível na amostra de interesse (PREVÉY, 1986a).

Há ainda que serem observadas algumas precauções necessárias a fim de que obtenha-se bons resultados nas medições da tensão residual. A amostra deve ser preparada antes da análise, porém em caso de desconhecimento do comportamento das tensões residuais deve-se evitar o corte da amostra, para que a tensão não seja aliviada e comprometa o resultado final. O posicionamento da amostra no centro de rotação dos eixos ψ e 2θ em relação ao feixe de raios-X é muito importante, pois garantirá a precisão dos ângulos de difração da ordem de $\pm 0,01^\circ$. Ainda em relação ao posicionamento, deve-se garantir ao máximo a planicidade da amostra para evitar que os raios-X tenham muita dispersão e que o ψ seja praticamente constante. Deve-se levar em consideração que a tensão residual é determinada pela média aritmética da tensão na área irradiada pelo feixe de raios-X. Portanto, exige-se cuidado ao definir esta área, função do tipo de medida que se deseja fazer (global ou local), pois quando esta é incrementada, reduz-se tempo necessário para aquisição dos dados de maneira mais precisa, ao passo que a diminuição desta área acarretará em um tempo maior para a mesma precisão. A precisão com que a intensidade foi difratada pode ser determinada como o inverso da raiz quadrada do número de raios-X adquiridos. Segundo Prevéy (1986), para conseguir, por exemplo, uma intensidade com precisão de 1% em um ponto no pico de difração, faz-se necessário 10^4 contagens de raios-X, independentemente do tempo necessário.

2.4.3 Tensão residual

As tensões residuais são definidas como aquelas tensões internas que permanecem em um material após sua fabricação, mesmo na ausência de carregamentos externos ou gradientes térmicos. As técnicas de medição de tensões residuais invariavelmente medem deformações e não tensões. Assim, de posse destas deformações e das propriedades do material, a saber

coeficiente de Poisson e do módulo de elasticidade, é possível determinar os valores das tensões. Em geral, obtém-se um valor de tensão residual em um ponto específico e implicitamente assume-se que este ponto é representativo para um determinado volume, seja na superfície ou ao longo da espessura.

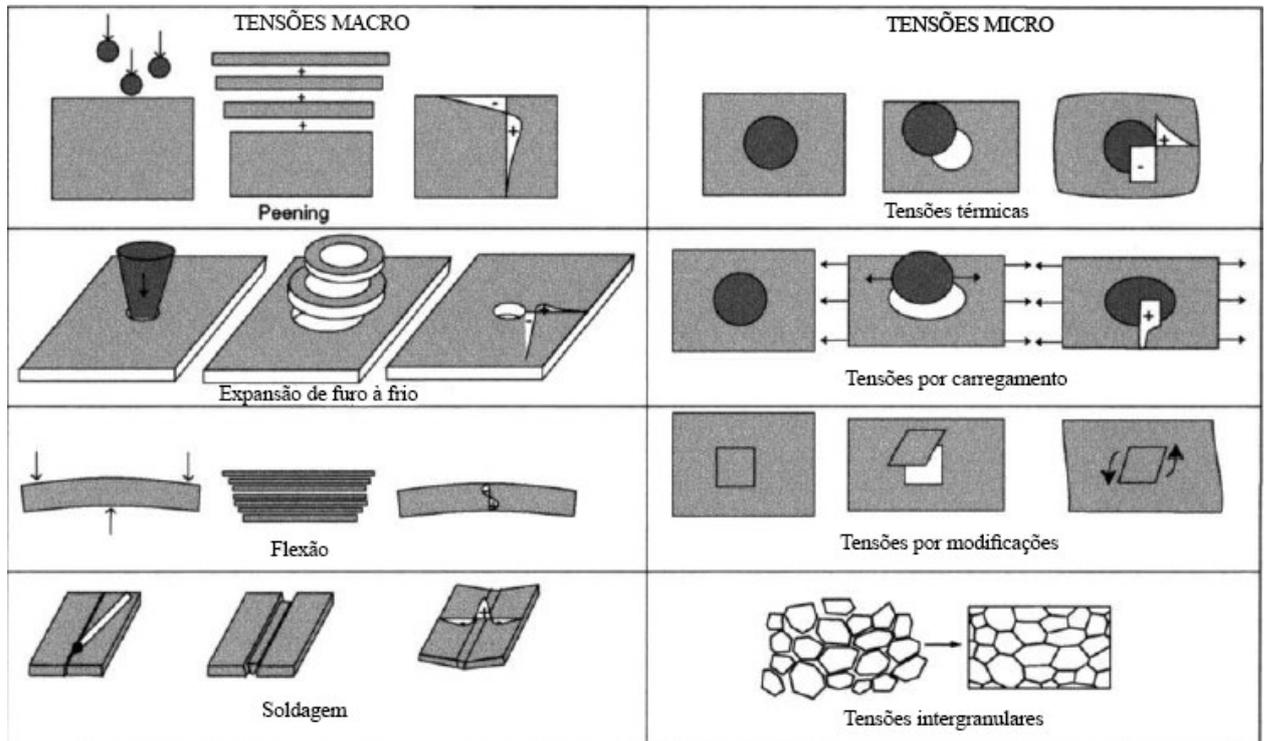
Tensões residuais desenvolvem-se durante a maioria dos processos de fabricação que envolvem deformação, tratamento térmico, usinagem ou operações que modificam o formato ou alteram as propriedades do material. Além destas formas de ocorrência, ainda é possível que as tensões residuais desenvolvam-se na matéria-prima não processada, por exemplo, peças fundidas, ou ainda que ocorram durante a operação do equipamento. E podem ser grandes o suficiente para causar escoamento local e deformação plástica, ambas em nível microscópico e macroscópico, capazes de afetar severamente a performance de um determinado componente (KANDIL et al., 2001).

Estas tensões são classificadas em Tipo I, Tipo II e Tipo III. O Tipo I compreende as tensões residuais macroscópicas e são assim chamadas pois variam continuamente por longas distâncias, ou seja, variam em uma escala maior do que o tamanho de grão do material e são de interesse geral em análises de projeto e falha. Já os Tipos II e III compreendem as tensões residuais microscópicas, que variam em escala de igual ou menor tamanho de grão ou ainda em escala atômica, e tem regiões defeituosas que alcançam dimensões microscópicas ou submicroscópicas (WITHERS; BHADESHIA, 2001). O Tipo II (ou tensão intergranular) varia na escala de um grão individual e espera-se encontrá-lo em materiais monofásicos devido a anisotropia no comportamento de cada grão. Já o Tipo III encontra-se interiormente ao grão, resultado da presença de discordâncias e outros defeitos da estrutura cristalina (KANDIL et al., 2001). A Figura 41 apresenta alguns exemplos destas tensões.

Evidentemente a tensão residual é uma consequência negativa inerente aos processos de fabricação. Entretanto, pode-se utilizá-la inteligentemente para incrementar a resistência de materiais frágeis, como por exemplo, o vidro e o concreto. Para o vidro este incremento é obtido através do rápido resfriamento (partindo de elevadas temperaturas), causando tensões compressivas na superfície, contrabalanceadas com tensões trativas no interior do vidro. Com isto, obtém-se tensão residual compressiva na superfície do vidro da ordem de 100 MPa (WITHERS; BHADESHIA, 2001), garantindo a ele boa resistência a impactos que anteriormente o levariam a falha. Indubitavelmente, no evento de uma trinca adentrar a região de tensão residual trativa haverá liberação desta e conseqüente falha catastrófica. Já para o concreto, que deve trabalhar invariavelmente sob carregamentos compressivos, aplica-se uma pré-tensão na estrutura de aço antes da concretagem, e alivia-se esta pré-tensão após a cura.

Com isto, a estrutura de concreto armado terá tensão residual compressiva, e será capaz de suportar maiores carregamentos.

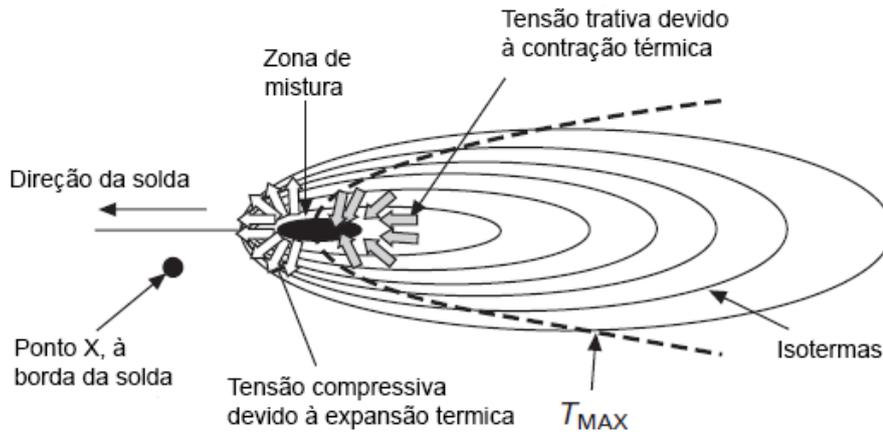
Figura 41 – Exemplos de tensões macro (Tipo I) à esquerda e tensões micro (Tipo II e III) à direita



Fonte: Autor “adaptado de” Withers e Bhadeshia, 2001.

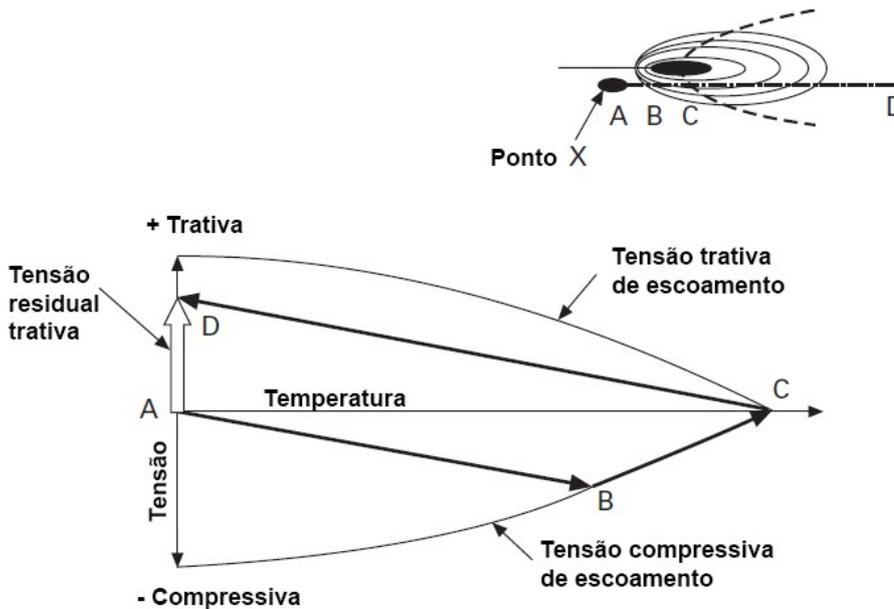
Vale lembrar que a manifestação da tensão residual tem origem no ciclo de tensão térmica a que o material soldado é submetido. Assim, Williams e Steuwer (2010) explicam que na frente da solda há uma extensa área de tensão compressiva devido a expansão térmica do material aquecido e expandido, cujo qual está sendo restringido pelo material frio a sua volta (Figura 42). Onde a tensão excede o limite de tensão compressiva, ocorre deformação plástica. Deve notar-se que próximo ao centro da solda a tensão de escoamento será significativamente reduzida devida a alta temperatura. Atrás da solda há uma região de tensão trativa devido a contração do material que está sendo resfriado, e novamente sendo restrito pelo material frio a sua volta. Se o nível de tensão exceder o limite de escoamento, haverá deformação plástica (WILLIAMS; STEUWER, 2010).

Figura 42 – Campo de tensão e temperatura ao redor do processo de solda



Fonte: Autor “adaptado de” Williams e Steuwer, 2010.

Figura 43 – Histórico de tensão em função da temperatura, ABCD, para o ponto X à borda da solda



Fonte: Autor “adaptado de” Williams e Steuwer, 2010.

Para melhor ilustrar este conceito, se pega um ponto X à borda da solda e seu histórico de temperatura e tensão residual longitudinal, como indicado esquematicamente na Figura 43. A medida que a solda se aproxima do ponto X, a temperatura irá subir, juntamente com a tensão compressiva devido a expansão do material. A deformação resultante acomodará elasticamente, como mostrado pela linha AB. Consequentemente a tensão compressiva excederá o limite de escoamento compressivo, e ocorrerá deformação plástica, como mostrado na linha BC. A medida que a temperatura aproxima-se do ponto de fusão, o

carregamento suportado se torna muito pequeno (se o ponto X está dentro da zona de mistura, nenhum carregamento pode ser suportado). Durante o resfriamento, a temperatura cai e uma tensão trativa desenvolve-se devido a contração do material sendo restringida pelo material a sua volta. Neste caso, toda a tensão trativa é acomodada elasticamente com nenhuma ocorrência de deformação plástica, mostrado na linha CD. Deve-se enfatizar que a tensão residual trativa surge principalmente devido a deformação plástica compressiva no aquecimento e não apenas devido as forças de contração no resfriamento. Caso não houvesse deformação plástica compressiva, não haveria tensão residual trativa, ou seja, a magnitude da tensão residual trativa dependerá diretamente da quantidade de deformação plástica compressiva que ocorreu no ciclo térmico. Assim, entende-se que a tensão residual trativa ocorre devido a um desequilíbrio entre escoamento elástico e deformação plástica durante os ciclos de aquecimento e resfriamento (WILLIAMS; STEUWER, 2010).

Deplus et al. (2011) propuseram que a origem das tensões residuais, remanescentes após o resfriamento, pode ser simplificada explicada considerando o desenvolvimento de tensões residuais em uma barra de metal perfeitamente plástica em um suporte não deformável, conforme apresentado na Figura 44. A tensão residual longitudinal nesta barra pode ser vista como uma representação da tensão residual longitudinal em uma junta soldada. Quando a temperatura na barra aumenta, uma tensão compressiva se desenvolve nela e aumenta proporcionalmente ao coeficiente de expansão térmica do metal e da diferença de temperatura. Se esta barra é resfriada antes que o escoamento seja atingido durante a etapa de aquecimento (ponto 1 da Figura 44), a tensão reduz sem deixar nenhuma tensão residual (ponto 1' da Figura 44). Para um aumento maior de temperatura, a tensão compressiva atinge o limite de escoamento, como pode ser visto graficamente pela interseção da linha 1-1' com a curva da resistência ao escoamento em função da temperatura. Se a barra é resfriada após escoar em compressão a partir do ponto 2 na Figura 44, uma tensão trativa permanece após resfriamento completo (ponto 2' da Figura 44). Se a temperatura aumenta suficientemente após atingir o limite de escoamento durante o aquecimento (ponto 3 da Figura 44), é possível que a resistência trativa ao escoamento seja atingida durante o resfriamento (ponto 3* da Figura 44). Neste caso, a tensão residual final pode ser igual a resistência trativa ao escoamento à temperatura ambiente (ponto 3' da Figura 44). Desta maneira, espera-se que o perfil de distribuição das tensões residuais seja similar ao gradiente de temperatura, porém não é o que acontece na prática. De fato, geralmente a máxima tensão residual longitudinal é encontrada longe do centro da solda (na ZTA) enquanto que espera-se o atingimento da temperatura máxima próximo a linha de centro (DEPLUS et al., 2011).

com a componente longitudinal da tensão residual, que pode chegar a uma fração significativa da tensão limite de escoamento na solda, especialmente na ZTA, e levar o equipamento a falha catastrófica.

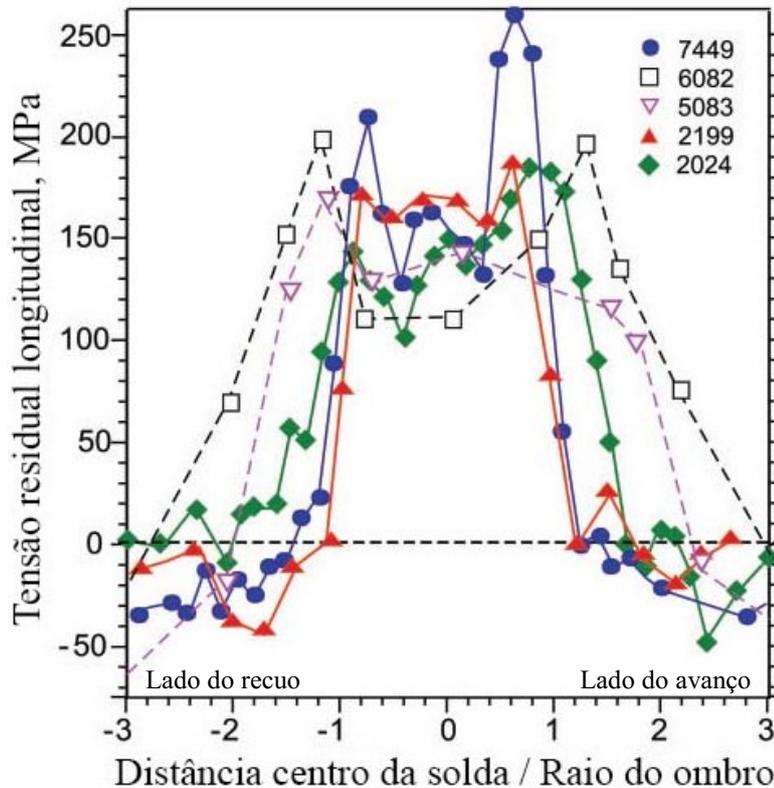
Em geral a distribuição das tensões residuais longitudinais com um perfil tipo M é sempre encontrado em ligas de alumínio endurecíveis por envelhecimento (embora mais pronunciado na liga 6082-T6 do que na liga 2024-T3), enquanto que um platô é encontrado no caso da liga de alumínio endurecível por encruamento 5754-H111. A baixa magnitude e as diferenças na distribuição da tensão residual longitudinal são atribuídas principalmente a mudanças microestruturais no centro da solda e são discutidas baseadas nos perfis de dureza realizados através da solda (DEPLUS et al., 2011).

A origem do perfil de tensões residuais tipo M é explicado em detalhes por Richards et al. (2008), mas pode ser resumido como a seguir: à frente da ferramenta, tensões compressivas são causadas pela expansão térmica do material aquecido, levando a deformação plástica devido ao baixo limite de escoamento compressivo (consequência da temperatura elevada), enquanto que atrás da ferramenta, iniciam-se tensões longitudinais trativas a medida que o material resfria. Entretanto, o desenvolvimento da tensão residual na linha da solda é limitado devido ao baixo limite de escoamento resultado da temperatura elevada da solda, e portanto, provoca deformação plástica local na linha da solda, o qual resultará na formação de um declive no desenvolvimento das tensões residuais, levando ao tão conhecido e estudado perfil tipo M de tensões residuais (ALTENKIRCH et al., 2009a).

As medições das tensões residuais dividem-se em dois grupos: ensaios destrutivos e ensaios não destrutivos. São considerados ensaios destrutivos, por exemplo, as técnicas de furo cego, furo passante e método do contorno. E são considerados ensaios não destrutivos, por exemplo, as técnicas de difração de raios-X, difração de neutrons e difração de raios-X síncrotron. Geralmente dá-se preferência ao método não destrutivo, pois este possibilita a repetição do ensaio, diferentemente do destrutivo onde tem-se apenas uma possibilidade de realizar o ensaio.

Independentemente do material testado, há uma ampla congruência de que os valores de tensão residual longitudinal são mais expressivos e significativos do que os valores de tensão residual transversal, pois apresentam maiores variações destes valores através da solda, sendo menores e trativos na ZM, maiores e trativos na ZTA e compressivos no MB, conforme demonstrado pela Figura 45. Ainda, observando-se a Figura 45 é possível notar que a região dos maiores valores de tensão residual trativa tendem a coincidir com o diâmetro do ombro, região que experimenta os maiores ciclos térmicos.

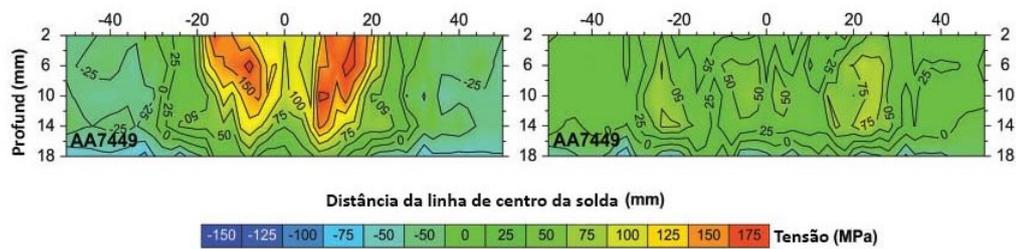
Figura 45 – Tensão residual longitudinal normalizada pelo dimensão do ombro



Fonte: Autor “adaptado de” Threadgill et al., 2009.

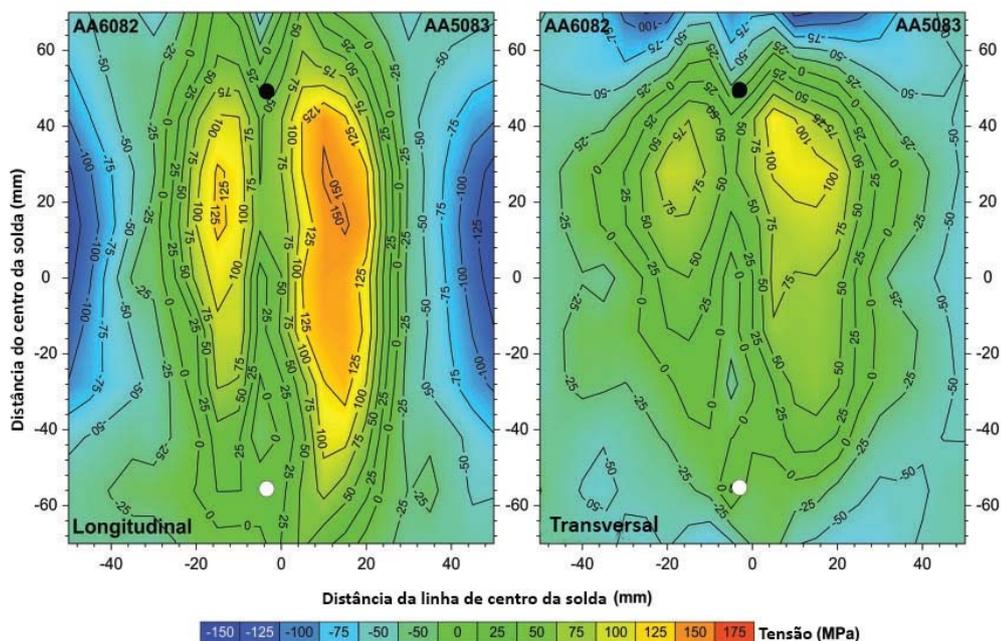
Embora praticamente todas as pesquisas tenham foco na tensão residual longitudinal e sejam medidas no comprimento médio da solda e na espessura média da chapa, assumindo uma condição de estabilidade, faz-se necessário pontuar que na prática o campo de tensões residuais variará ao longo do comprimento da solda e da espessura do material soldado e que geralmente encontram-se os maiores valores de tensão na superfície e ao final do cordão de solda, próximo a saída da ferramenta. Isto está bem ilustrado na Figura 46 e na Figura 47. Na Figura 46 há um corte transversal de uma junta similar na liga de alumínio AA7449, com 20 mm de espessura e ferramenta com ombro de 34 mm de diâmetro. Com estes resultados Altenkirch et al. (2008) evidenciaram que a tensão residual longitudinal é mais representativa do que a tensão residual transversal. Já na Figura 47, há um corte a meia espessura de uma junta dissimilar nas ligas de alumínio AA6082 e AA5083, com 3 mm de espessura e ferramenta com ombro de 18 mm de diâmetro. Com estes resultados Steuwer et al. (2006) concluíram que os campos de tensão residual próximos ao ponto preto (saída da ferramenta) são maiores do que no comprimento médio do cordão da solda (ponto zero na escala da figura).

Figura 46 – Tensões residuais longitudinais e transversais ao longa da espessura de uma junta similar AA7449



Fonte: Autor “adaptado de” Threadgill et al, 2009.

Figura 47 – Tensões residuais longitudinais e transversais na superfície a meia espessura de uma junta dissimilar AA6082/AA5083

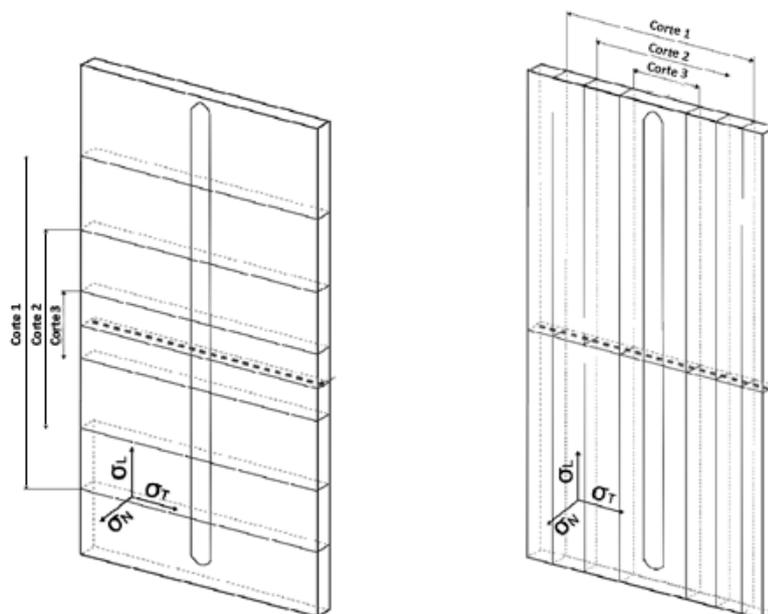


Fonte: Autor “adaptado de” Threadgill et al, 2009.

É importante também ressaltar a influência que poderá ocorrer na preparação do corpo de prova para medição da tensão residual. A excessão dos métodos destrutivos, para os métodos não destrutivos é desejável que o corpo de prova soldado não passe por nenhuma intervenção mecânica (corte, polimento, etc), a fim de evitar influência nos resultados. Altenkirch et al. (2009) investigaram a influência do corte da amostra nas tensões residuais longitudinais e transversais em diversos materiais e processos de solda, destacados aqui neste trabalho as soldas por FSW das ligas de alumínio AA2098 e AA7449. Considerando o corte na orientação longitudinal, conforme representado pela Figura 48, Altenkirch et al. (2009) mediram as tensões residuais pelo método não destrutivo de difração de raios-X síncrotron e

concluíram que a tensão residual transversal não é afetada significativamente, porém a longitudinal, sim. Eles também concluíram que, ao cortar a amostra na orientação transversal houve o mesmo comportamento em relação as tensões residuais. Acrescido a este fato, eles observaram que o perfil da tensão residual permanecia o mesmo, porém os valores diminuíam proporcionalmente e mantinha-se o perfil da curva, ou seja, esta deslocava-se de maneira uniforme para valores menores de tensão residual longitudinal. Segundo Altenkirch et al. (2009) este fenômeno ocorreu, pois a medida que a amostra era cortada havia uma redistribuição das tensões para manter equilíbrio destas ao longo da nova largura da amostra.

Figura 48 – Orientação de corte transversal (à esquerda) e longitudinal (à direita)

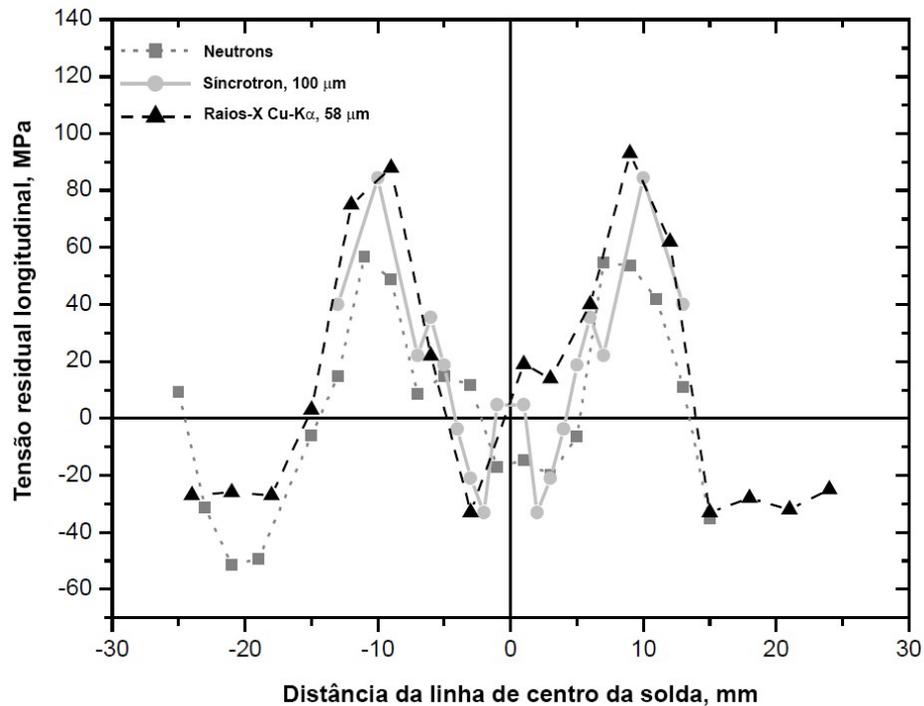


Fonte: Autor “adaptado de” Altenkirch et al., 2009.

Como dito anteriormente, são diversos os métodos para medição da tensão residual o que pode gerar dúvida sobre a compatibilidade ou ainda acuracidade das técnicas. Donne et al. (2001) realizaram três medições de tensão residual em diferentes técnicas para uma junta fabricada pelo processo FSW na liga de alumínio AA6013-T4: difração de neutrons, radiação síncrotron de alta energia e difração por raios-X Cu- $K\alpha$. Em todos os casos as tensões residuais apresentaram o típico perfil M, apresentado na Figura 49, evidenciando que os resultados são compatíveis quantitativamente e qualitativamente, independentemente da técnica adotada. Donne et al. (2001) ainda observaram que os valores de tensão residual longitudinal eram sempre maiores do que os da transversal, independentemente do diâmetro do pino, rotação e avanço, que a largura desta distribuição em forma de “M” era proporcional

ao diâmetro do ombro e que a tensão residual era proporcional ao avanço e a rotação da ferramenta.

Figura 49 – Distribuição das tensões residuais em uma junta FSW AA6013-T4



Fonte: Autor “adaptado de” Donne et al. 2001.

Peel et al. (2003) observaram que ambas as tensões residuais transversal e longitudinal eram trativas na ZM. Também observaram que o pico de tensão residual estava localizado a 10 mm da linha de centro da solda, distância esta que correspondia a borda do ombro da ferramenta. Ainda observaram que a tensão residual longitudinal era proporcional ao avanço, mas que a tensão residual transversal não exibia esta dependência. E por fim, observaram que na distribuição de tensão residual longitudinal havia uma leve assimetria contida na ZM, sendo as tensões 10% maiores no lado do avanço.

Carlone e Palazzo (2013) processaram por FSW a liga de alumínio AA2024-T3 com espessura 4 mm. As rotações utilizadas foram 800, 1000, 1200, 1400 e 1600 rpm. O avanço foi de 35, 70 e 140 mm/min. O ângulo de inclinação foi de 2° e a profundidade de penetração, 0,2 mm. A ferramenta utilizada foi fabricada em AISI 1040 temperada, com dureza 56 HRC. Suas dimensões eram: ombro com 20 mm de diâmetro, pino cônico sem rosca, com altura 3,80 mm, diâmetro na base de 6,20 mm e ângulo de 30°. Observaram que o aumento do avanço induzia a uma condição mais severa de tensão residual. Explicaram que a função

predominante do avanço pode ser justificada mantendo em mente que ele estabelece o ciclo térmico em termos de taxa de aquecimento e resfriamento. De fato, para um valor fixo de rotação, picos de temperatura similar são experimentados pelo processamento do material apesar de variações consistentes no avanço (CARLONE; PALAZZO, 2013). O aumento do avanço reduz o tempo disponível para a difusão do calor dissipado no material longe da linha de solda. Como consequência, maiores gradientes de temperatura são induzidos e então espera-se maiores tensões no resfriamento. Distribuições inferidas evidenciam também a influência da presença de defeitos de solda na tensão residual longitudinal. Em juntas com defeito, a baixos valores de avanço, foi encontrado um notável aumento do pico de tensão residual trativa em relação a juntas sem defeito processadas utilizando o mesmo avanço, em conformidade com a publicação de Xu et al. (2011). Este efeito desaparece em altos valores de avanço (CARLONE; PALAZZO, 2013). Assim, Carlone e Palazo (2013) concluíram que há uma distribuição assimétrica da tensão residual longitudinal em todas as condições de processo, caracterizadas por tensão trativa em correspondência com a linha de centro da solda, equilibrado por tensão compressiva quando analisando em direção ao metal base. Dois picos de tensão, descrevendo o típico perfil M de tensão, foram medidos no campo de tensão trativa, sendo o menor pico no lado do recuo, e o maior pico no lado do avanço. O avanço resultou no parâmetro dominante do processo relativamente a tensão residual longitudinal induzida, uma vez que afeta os ciclos de aquecimento e resfriamento. O aumento do avanço reduz o tempo disponível para difusão do calor para longe da linha de centro da solda, induzindo maiores gradientes de temperatura e maiores tensões no resfriamento. Uma menor influência da rotação foi observada.

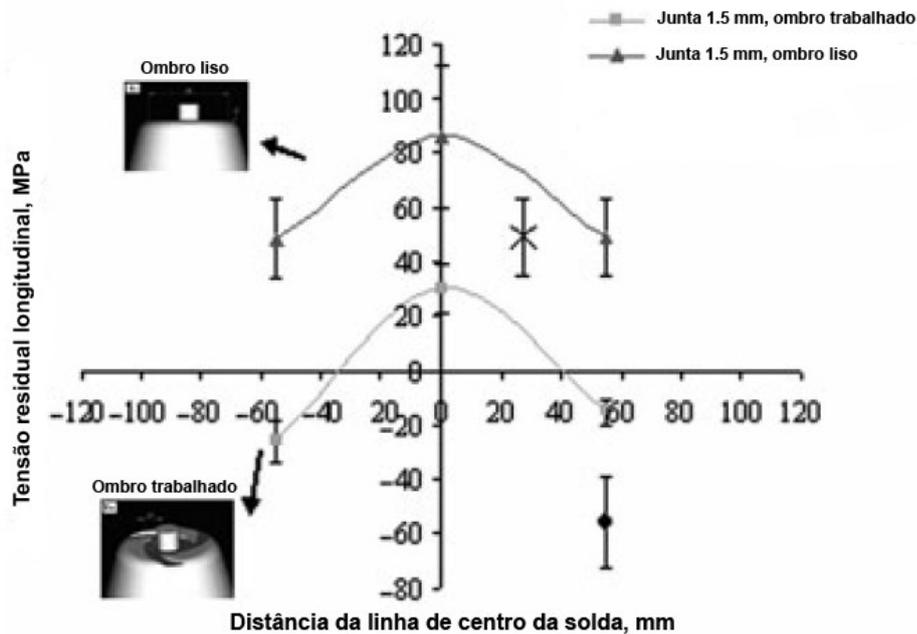
2.4.4.1 Técnicas para redução da tensão residual no processo FSW

Objetivando a redução dos níveis de tensão residual observados no processo FSW, os pesquisadores propuseram alterações em parâmetros ou até no processo propriamente dito. Cito aqui duas propostas em que eles obtiveram êxito.

Dattoma et al. (2009) comparou o efeito da modificação de geometria do ombro. Observou que houve redução significativa da tensão residual longitudinal, atribuindo este comportamento a diferença de calor gerado durante a solda, fruto da diferença geométrica no ombro da ferramenta. Considerando-se que os parâmetros profundidade de penetração do ombro, ângulo, rotação e avanço permanecem inalterados, a geração de calor irá depender do

contato entre a chapa e o ombro da ferramenta, do fluxo de material sob a ferramenta e da força axial aplicada pelo ombro. Uma imposição maior de calor gera maiores picos de temperatura no ciclo térmico, e isso produz campos de tensão residual maiores. Dattoma et al. (2009) observaram uma redução para 30% do pico da tensão residual longitudinal com a ombro da ferramenta alterado, apresentado na Figura 50.

Figura 50 – Tensão residual longitudinal em uma junta FSW com 1,5 mm de espessura na liga de alumínio AA6082-T6



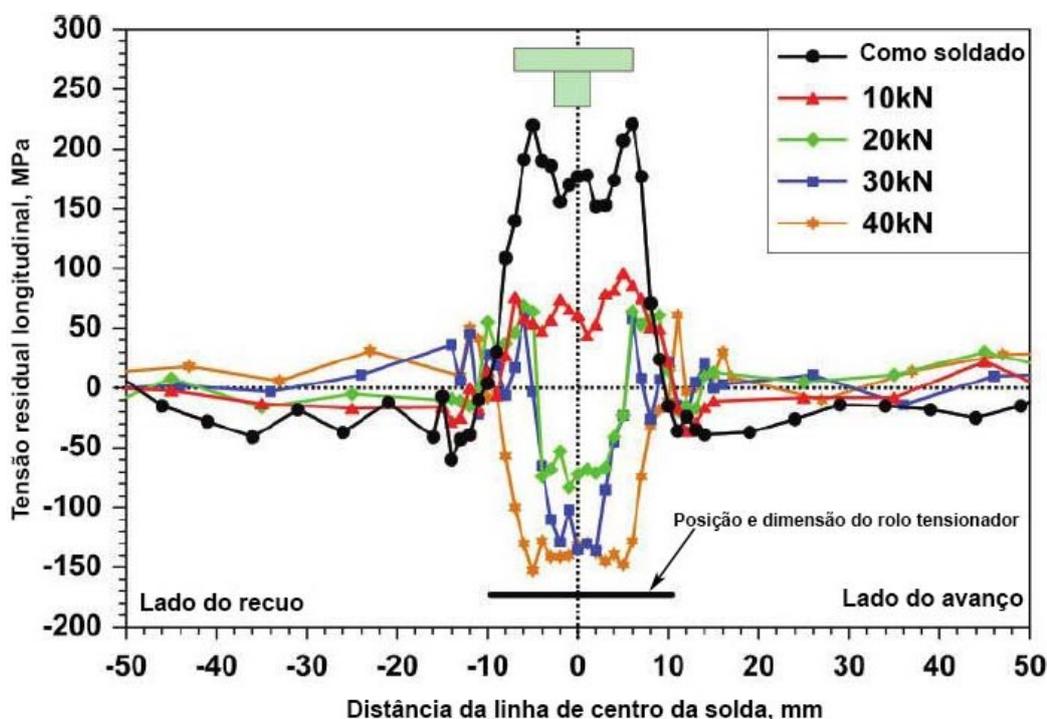
Fonte: Autor “adaptado de” Dattoma et al., 2009.

Já Altenkirch et al. (2009), com o objetivo de reduzir os níveis de tensão residual trativa, cujo qual afeta diretamente a vida em fadiga do componente soldado, desenvolveram uma técnica de soldar por FSW e posteriormente comprimir a solda com um rolo tensionador. Eles verificaram que se a carga aplicada for suficiente para atingir a compressão plástica na direção normal da aplicação da carga, isto será compensado pelo alongamento plástico do material na direção de laminação, conseqüentemente reduzindo a deformação elástica trativa e, assim, reduzindo a tensão residual longitudinal.

Para esta pesquisa utilizaram chapas da liga de alumínio AA2199-T8 com 5 mm de espessura e os parâmetros do ensaio foram: rotação 800 rpm, avanço 200 mm/min e força axial de 1,3 kN. A ferramenta utilizada na solda tinha 13 mm de diâmetro no ombro, pino roscado com diâmetro 5 mm e comprimento 4,35 mm, fabricada no material MP516.

O perfil de distribuição das tensões residuais longitudinais encontrado é coerente com o já demonstrado pela literatura exposta anteriormente, sendo significativamente campo trativo em uma região um pouco maior do que o diâmetro do ombro. Altenkirch et al. (2009) também observaram a tendência de se obter valores maiores no lado do avanço e que o nível de carga aplicado pelo rolo tensionador teve grande efeito no nível de distorção, reduzindo a flexão e a angulação das chapas pós solda. Ainda, em concordância com a literatura, Altenkirch et al. (2009) encontraram para a condição pós solda o perfil tipo M para a tensão residual longitudinal. Sem aplicar o rolo tensionador, encontrou-se aproximadamente 170 MPa de tensão residual longitudinal na linha de centro da solda, atingindo picos de aproximadamente 220 MPa a uma distância de 6 mm da linha de centro (aproximadamente o raio do ombro). Encontrou-se valor caindo para próximo de 0 MPa de tensão numa região afastada aproximadamente 10 mm em relação a linha de centro da solda, conforme apresentado pela linha preta na Figura 51.

Figura 51 – Evolução da tensão residual longitudinal em uma liga de alumínio AA2199-T8, função da carga aplicada pelo rolo tensionador



Fonte: Autor “adaptado de” Altenkirch et al., 2009.

Altenkirch et al. (2009) concluem que a aplicação de tensão de compressão através de um rolo tensionador tem efeito marcante na redução da tensão residual longitudinal, ilustrado

pela Figura 51. Este método introduz compressão na direção normal à chapa, desse modo alongando o material na direção longitudinal (e possivelmente na direção transversal também) através da área de contato do rolo. A relativamente pequena mudança na dureza da solda com o aumento da força de compressão do rolo tensionador poderia sugerir que a deformação plástica introduzida é relativamente pequena, porém suficientemente capaz de reverter a diferença, desse modo introduzindo tensões de compressão ao longo da linha de solda.

2.4.4.2 Resumo dos resultados de medição da tensão residual no processo FSW

Devido a grande quantidade de trabalhos publicados referente a este assunto, Deplus et al. (2011) publicou uma compilação de resultados em uma tabela, facilitando a comparação dos principais parâmetros (quando disponíveis) utilizados no processo, apresentada na Tabela 6 a seguir.

Tabela 6 – Resumo das tensões residuais longitudinais para ligas série 2xxx e 7xxx

Liga de alumínio	2024-T351	2024-T3	2024-T3	7050-T7451	7050-T7451
Referência	PRICE et al., 2007	PRICE et al., 2007	ALTENKIRCH et al., 2009	JAMES et al., 1999	JOHN et al., 2003
Rotação [rpm]	348	576	800	-	240
Velocidade de avanço [mm/min]	96	198	200	-	142
Ângulo de inclinação [°]	-	-	-	-	-
Dimensões da ferramenta	-	-	Ombro Ø13 mm e pino Ø5 mm	-	Ombro Ø25 mm e pino Ø7 mm
Material da ferramenta	-	-	MP 156	-	-
Método de medição	Difração por raios-X	Difração por raios-X	Difração por raios-X síncrotron + neutrons	Difração por raios-X	Difração por raios-X
Espessura da chapa [mm]	6,35	3,2	5	6,35	10
Perfil de dureza	-	-	Tipo W	-	-
Tensão residual na ZM [MPa]	75	100	150	20 a 70	-50
Máxima tensão residual trativa [MPa]	140	130	190	107	60
Limite de escoamento do metal base à temp. ambiente [MPa]	318	322	345	441	-

Fonte: Autor “adaptado de” Deplus et al., 2011.

É importante ressaltar que esta tabela não se propõe a estabelecer padrões para resultados, visto que o processo é extremamente susceptível a variações nos parâmetros, e sim

como uma orientação sobre o que se pode esperar de resultado em relação a tensão residual longitudinal.

2.5 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

O processo FSW, como já dito anteriormente, é suscetível a diferentes respostas às variações de seus parâmetros de soldagem. Portanto, ao estudá-lo e experimentá-lo, faz-se necessária a utilização de uma ferramenta estatística, a fim de auxiliar na análise das relações causa-efeito, ou seja, a alteração de um dado de entrada ensejará qual resultado na saída.

A ferramenta e as técnicas de Planejamento Experimental (PE) são de suma importância para a área da engenharia em geral, no que tange o aprimoramento do processo de concepção de um produto. Segundo Montgomery (2013) a sua aplicação, já na etapa do desenvolvimento, pode resultar em:

- a) aumento no rendimento do projeto;
- b) redução da variabilidade e conformidade mais próxima a nominal;
- c) redução do tempo de desenvolvimento;
- d) redução dos custos globais.

Tratando especificamente de atividades da engenharia de projeto, Montgomery (2013) propõe a aplicação do planejamento experimental para:

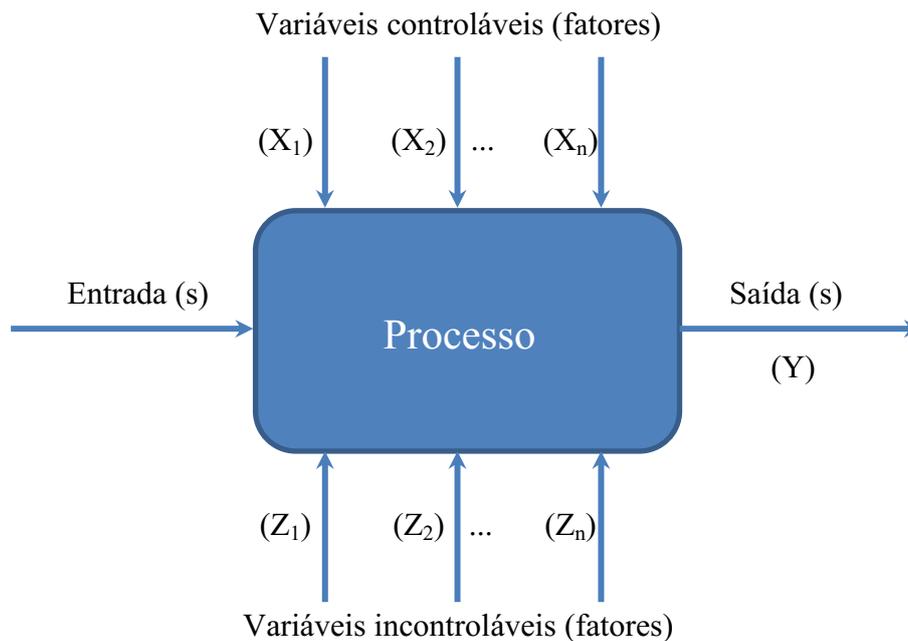
- a) avaliação e comparação das configurações básicas do projeto;
- b) avaliação de materiais alternativos;
- c) seleção de parâmetros de projeto de tal maneira que o produto seja robusto, ou seja, opere sob qualquer variável dentre as previstas;
- d) determinação do principal parâmetro do projeto do produto que impactará sua performance;
- e) formulação de novos produtos.

Assim, tomando como base os requisitos de projeto atuais, ou seja, projetos otimizados e com a melhor relação custo/benefício, este tipo de ferramenta estatística torna-se imprescindível no processo de concepção de um produto, ou mesmo em etapas posteriores de proposições de melhorias em produtos já existentes. Com o auxílio desta ferramenta, aliada as simulações pelo método dos elementos finitos e concluindo com uma análise experimental em um protótipo, os engenheiros terão subsídios suficientes para liberar a fabricação do mesmo.

Um processo é a transformação de dados de entrada e dados de saída. No contexto de fabricação, dados de entrada são fatores ou variáveis de processo tais como pessoas,

materiais, métodos, ambiente, equipamentos, procedimentos, etc. e dados de saída podem ser características de performance ou qualidade de um produto. Ao utilizar o PE os dados de entrada serão variados propositalmente com o objetivo de observar as alterações correspondentes nos dados de saída.

Figura 52 – Modelo genérico de um processo



Fonte: Autor “adaptado de” Antony, 2003.

Na Figura 52, saída(s) são características de performance os quais são medidas para avaliar a performance processo/produto, representado pelo Y, também chamadas de variáveis dependentes. Variáveis controláveis (representado pelos X's) podem ser variadas facilmente durante um experimento e tais variáveis tem um papel fundamental a desempenhar na caracterização do processo, e também podem ser chamadas de variáveis independentes. Variáveis incontroláveis (representado pelos Z's) são difíceis de controlar durante o experimento. Estas variáveis ou fatores são responsáveis pela variabilidade ou inconsistência na performance do produto. É importante determinar as configurações ótimas dos X's de modo a minimizar os efeitos dos Z's (ANTONY, 2003).

2.5.1 Princípios básicos do PE

Planejamento experimental (PE) se refere ao processo de planejar, projetar e analisar o experimento a fim de que conclusões válidas e objetivas possam ser endereçadas efetiva e eficientemente. No contexto de PE em fabricação, pode-se deparar com dois tipos de variáveis de processo ou fatores: qualitativos e quantitativos. Para os fatores quantitativos, deve-se decidir sobre a faixa de configurações e como eles são medidos e controlados durante o experimento. Um fator qualitativo geralmente requer mais níveis quando comparado com um quantitativo. Aqui o termo nível refere-se a um valor especificado ou uma configuração do fator que está sendo avaliado no experimento. Na terminologia PE, um ensaio ou uma corrida é uma certa combinação de níveis do fator cujo efeito na saída é de interesse do experimento (ANTONY, 2003).

Montgomery (2013) e Antony (2003) citam os três pilares do planejamento experimental: aleatorização, replicação e blocagem. Estes pilares são utilizados para reduzir ou até remover viés experimental.

A aleatorização é o principal deles, pois garantirá que as amostras não tenham nenhum viés, nenhuma tendência antes mesmo de iniciar o experimento, sendo a sequência de experimentos determinada aleatoriamente por um software estatístico. Além disso, existem fatores externos, tais como erros de operador, flutuações de humidade e temperatura do ambiente, variações na matéria prima, etc. que podem influenciar na performance do dado de saída, pois são fatores quase sempre difíceis e caros para serem controlados. Assim, com a aleatorização se garante que todos os níveis de um fator terão a mesma chance de serem influenciados pelos fatores externos (ANTONY, 2003; MONTGOMERY, 2013).

Já por replicação se entende por repetir uma determinada corrida com características específicas, e tem por objetivo obter uma estimativa do erro experimental. A replicação tem três importantes propriedades. A primeira propriedade é que permite ao pesquisador, como dito anteriormente, uma estimativa mais precisa do erro experimental. A segunda é que permite obter uma estimativa mais precisa do efeito de interação entre os fatores. E a terceira é que a replicação pode diminuir o erro experimental e assim aumentar a precisão (ANTONY, 2003).

E por fim, a blocagem, que é uma técnica do planejamento utilizada para eliminar variabilidade de fatores que podem influenciar o resultado, mas que podem não ser de interesse daquele experimento, como, por exemplo, materiais de diferentes corridas advindos

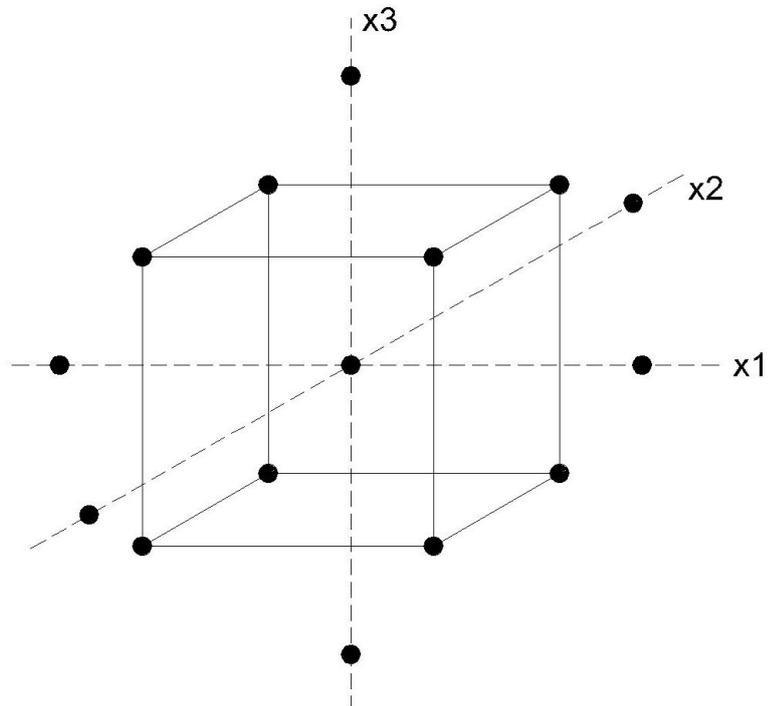
de diferentes fornecedores ou experimentos realizados por operadores diferentes (ANTONY, 2003; MONTGOMERY, 2013).

Importante também pontuar alguns conceitos fundamentais utilizados no planejamento experimental: variáveis dependentes e independentes, níveis, fatores significativos e fatores não significativos. As variáveis dependentes são definidas como os resultados/respostas buscados durante o experimento. Já as variáveis independentes são os parâmetros capazes de influenciar e/ou alterar estes resultados. Níveis são os diferentes valores atribuídos aos parâmetros adotados. Fatores significativos são parâmetros (variáveis independentes) que influem diretamente nos resultados/respostas. E fatores não significativos são parâmetros (variáveis independentes) que não afetam consideravelmente os resultados/respostas, dentro daquela faixa de valores dos parâmetros selecionados (ANTONY, 2003; RODRIGUES; IEMMA, 2014).

2.5.2 Delineamento central composto

Experimentos em geral são custosos em termos de tempo e financeiros. Assim, a necessidade de entender se há interação entre os parâmetros e seus respectivos níveis, além dos preceitos em relação a custo e tamanho do experimento, levam a utilização do modelo estatístico conhecido como delineamento central composto (RODRIGUES; IEMMA, 2014). Supondo que um experimento tenha dois níveis, teremos 2^k pontos fatoriais, somados a $2k$ pontos axiais e também somados a um número aleatório de pontos centrais. Para exemplificar de maneira visual, a Figura 53 apresenta graficamente esta explanação, onde os pontos fatoriais são representados pelas arestas do cubo, os pontos axiais são os afastados das faces do cubo, também chamados de axiais, e por fim o ponto central, intersecção dos eixos x_1 , x_2 e x_3 . A inclusão de pontos centrais no experimento tem por objetivo viabilizar o cálculo de resíduos, e conseqüentemente, o erro padrão. Já a inclusão de pontos axiais tem por objetivo ajustar às respostas experimentais a um modelo de segunda ordem, imaginando-se que a interação entre os fatores possa gerar este comportamento (RODRIGUES; IEMMA, 2014)

Figura 53 – Delineamento central composto $2^3 = 8$ pontos fatoriais + 6 pontos axiais + pontos centrais

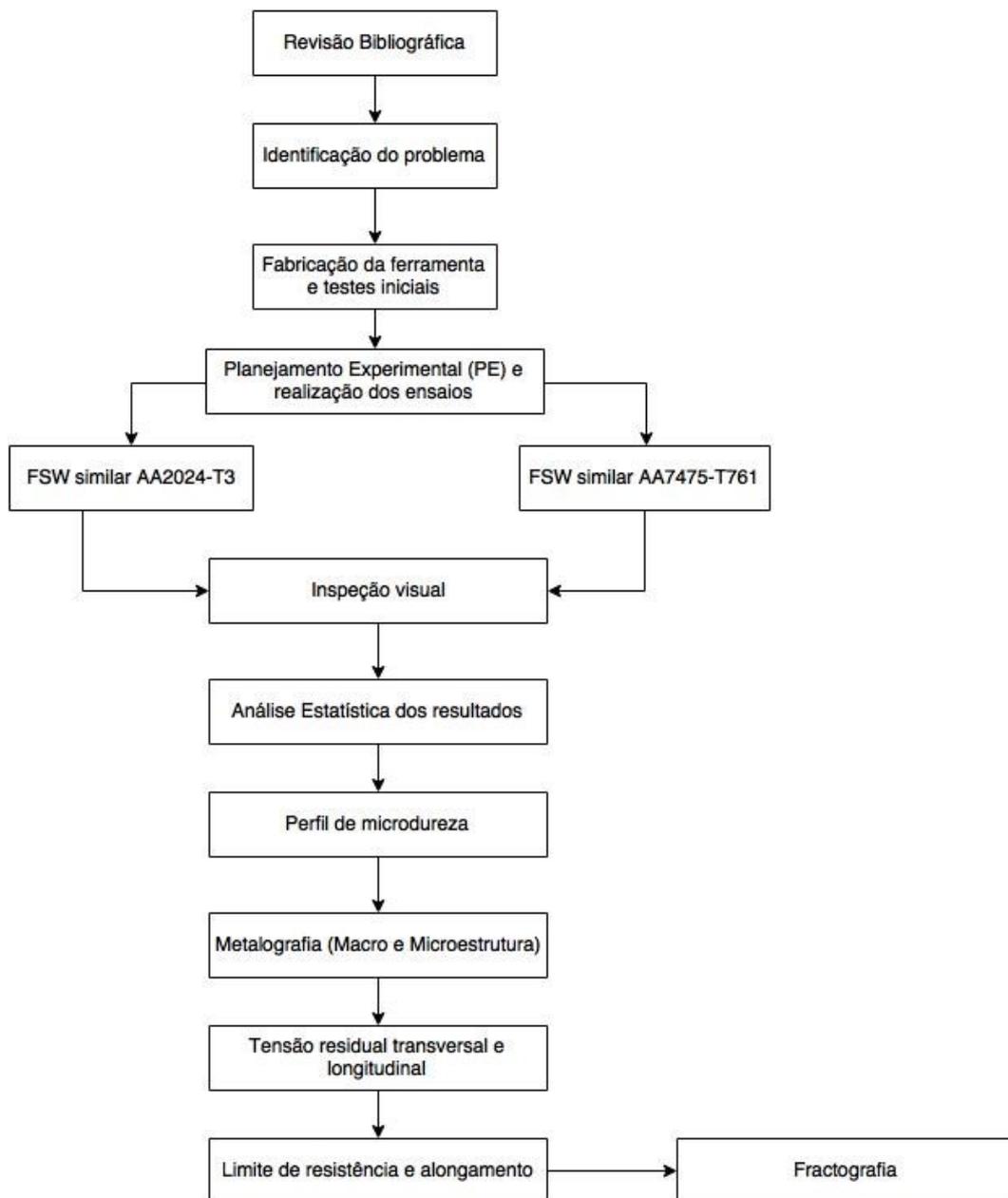


Fonte: Autor “adaptado de” Rodrigues e Iemma, 2014.

3 METODOLOGIA E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Tratando agora especificamente da etapa experimental deste trabalho, nas próximas páginas serão descritas os materiais e métodos empregados para a obtenção dos corpos de prova, das soldas pelo processo FSW, os dados obtidos do equipamento de solda, o tratamento destes dados, medições de dureza, limites de resistência e tensão residual, bem como análise metalográfica (macro e micrografia) da solda em secção transversal, conforme Figura 54.

Figura 54 – Planejamento do trabalho de pesquisa



Fonte: Autor.

3.1 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1.1 Chapas de alumínio

Este trabalho utilizou chapas com 1,6 mm de espessura nominal da liga de alumínio AA2024, inventada no ano de 1954, nos Estados Unidos da América (EUA). Estas chapas foram tratadas termicamente sob a condição T3, ou seja, a chapa foi solubilizada, resfriada rapidamente, submetida a encruamento e posteriormente a envelhecimento natural, a fim de obter uma condição termodinamicamente estável. Os limites da composição química estão apresentados na Tabela 7 e as propriedades mecânicas mínimas na Tabela 8.

Tabela 7 – Limites da composição química do alumínio AA2024

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Others		Al
									Each	Total	Min.
2024	0,50	0,50	3,8-4,9	0,30-0,09	1,2-1,6	0,10	0,25	0,15	0,05	0,15	Rem.

Fonte: Autor “adaptado de” The Aluminum Association Inc., 2006.

Tabela 8 – Propriedades mecânicas da liga de alumínio AA2024-T3

	Dureza	Tensão limite de resistência	Tensão limite de escoamento	Alongamento	Módulo de elasticidade
	HV	MPa	MPa	%	GPa
AA2024-T3	137	483	345	18	73,1

Fonte: Autor “adaptado de” Aerospace Specification Metals Inc., 2016.

Este trabalho também utilizou chapas com 1,6 mm de espessura nominal da liga de alumínio AA7475, inventada no ano de 1969, nos Estados Unidos da América (EUA). Estas chapas foram tratadas termicamente sob a condição T761, ou seja, a chapa foi solubilizada, resfriada rapidamente e envelhecida artificialmente, a fim de obter uma boa resistência à corrosão por exfoliação. Os limites da composição química estão apresentados na Tabela 9 e as propriedades mecânicas mínimas na Tabela 10.

Tabela 9 – Limites da composição química do alumínio AA7475

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Others		Al
									Each	Total	Min.
7475	0,10	0,12	1,2-1,9	0,06	1,9-2,6	0,18-0,25	5,2-6,2	0,06	0,05	0,15	Rem.

Fonte: Autor “adaptado de” The Aluminum Association Inc., 2006.

Tabela 10 – Propriedades mecânicas da liga de alumínio AA7475-T761

	Dureza HV	Tensão limite de resistência MPa	Tensão limite de escoamento MPa	Alongamento %	Módulo de elasticidade GPa
AA7475-T761	162	517	448	12	70,3

Fonte: Autor “adaptado de” Aerospace Specification Metals Inc., 2016.

3.1.2 Ferramenta

A ferramenta utilizada para a solda pelo processo FSW consistiu do pino e ombro integrados em apenas uma peça, fabricada em aço ferramenta tipo AISI H13, material típico para trabalho à quente, que alia excelente combinação entre dureza e resistência à fratura em temperaturas até 600 °C. Este aço foi temperado e duplamente revenido (primeiro à 510 °C e segundo à 600 °C), para atingir a microestrutura e dureza necessários. A dureza encontrada foi 46 HRC. Ainda, com objetivo de garantir a superfície do pino e do ombro resistentes ao desgaste, foi realizado um processo de nitretação nesta região. Para realizar esta etapa foi necessário jatear a ponta da ferramenta para eliminar o filme de óxido gerado no revenimento e em seguida aplicou-se as ferramentas a um ciclo de temperatura 550 °C por 4 horas e uma atmosfera contendo 75% de N₂ e 25% de H₂, conferindo a esta região da ferramenta uma dureza superficial da ordem de HV 1000 a 1100 e camada com 0,10 mm de espessura (PINEDO, 2013). A Figura 55 é uma foto da ferramenta após a esta última etapa do tratamento superficial. Maiores detalhes em relação a sua geometria e suas dimensões estão descritos no Apêndice A.

Figura 55 – Ferramenta para solda por FSW



Fonte: Autor.

3.1.3 Definição dos parâmetros de solda

Os parâmetros de solda foram definidos tomando como base o trabalho publicado por Rajakumar e Balasubramanian (2012). As variáveis independentes foram definidas como a rotação em rpm, a velocidade de avanço em mm/min e o ângulo de inclinação da ferramenta em graus. São apresentadas na Tabela 11 os valores mínimos e máximos para cada liga de alumínio. As variáveis dependentes foram definidas como a força axial em N, o torque em N.m e a temperatura em °C.

Tabela 11 – Valores máximos e mínimos das variáveis independentes

	AA2024-T3		AA7475-T761	
	Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo
Rotação (rpm)	1300	1600	1300	1600
Velocidade de avanço (mm/min)	40	90	40	90
Ângulo de inclinação (°)	1	3	1	3

Fonte: Autor.

Ao definir o delineamento central composto como metodologia estatística a ser utilizada neste trabalho, e conhecendo as três variáveis independentes e as faixas de valor em que elas variam, é possível calcular todas as combinações entre elas. Assim, entrando com estes dados no software Statistica versão 12.0, tem-se como dado de saída a Tabela 12 a seguir, com as corridas definidas aleatoriamente, garantindo um dos preceitos básicos da estatística.

Tabela 12 – Planejamento experimental para as ligas AA2024-T3 e AA7475-T761

Corrida	Réplica	Rotação (rpm)	Velocidade de avanço (mm/min)	Ângulo (°)
21	2	1539	50,1	1,35
1	1	1361	50,1	1,35
25	2	1300	65,0	2,00
20	2	1361	79,8	2,65
26	2	1600	65,0	2,00
9	1	1300	65,0	2,00
27	2	1450	40,0	2,00
15 (C)	1	1450	65,0	2,00
24	2	1539	79,8	2,65
6	1	1539	50,1	2,65
29	2	1450	65,0	1,00
28	2	1450	90,0	2,00
14	1	1450	65,0	3,00
31 (C)	2	1450	65,0	2,00
18	2	1361	50,1	2,65
30	2	1450	65,0	3,00
22	2	1539	50,1	2,65
2	1	1361	50,1	2,65
8	1	1539	79,8	2,65
11	1	1450	40,0	2,00
7	1	1539	79,8	1,35
23	2	1539	79,8	1,35
13	1	1450	65,0	1,00
10	1	1600	65,0	2,00
19	2	1361	79,8	1,35
5	1	1539	50,1	1,35
32 (C)	2	1450	65,0	2,00
17	2	1361	50,1	1,35
12	1	1450	90,0	2,00
16 (C)	1	1450	65,0	2,00
3	1	1361	79,8	1,35
4	1	1361	79,8	2,65

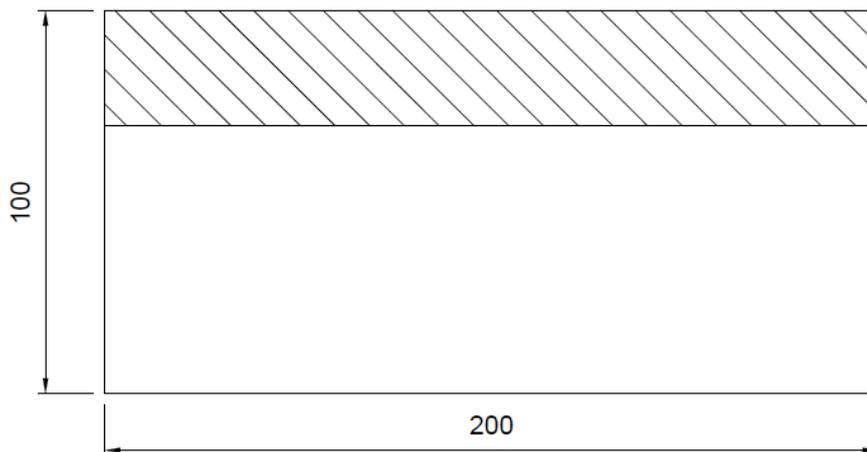
Fonte: Autor.

3.1.4 Preparação dos corpos de prova

A preparação das chapas para a solda envolveu uma etapa de corte, utilizando-se de um equipamento de corte a jato d'água com abrasivo. A dimensão definida para corte foi 100 mm de largura por 200 mm de comprimento. Em razão de uma contaminação das chapas causada pelo fluido de corte, foi necessário executar uma etapa de limpeza na região que seria

soldada, a fim de evitar que esta contaminação fosse misturada com a solda, comprometendo sua qualidade. Tentou-se inicialmente fazer um polimento com cera, porém sem sucesso. Assim, a limpeza ocorreu de maneira mecânica, utilizando-se de uma escova de aço acoplada a um esmeril, aplicando pouca força, suficiente para suportar a chapa contra a escova de aço, levando um total de aproximadamente 50 segundos para limpar todo o seu comprimento, tempo suficiente para remover a camada contaminada. A área a ser limpa foi definida a partir da dimensão do ombro, considerando uma extensão pouco maior, representada na Figura 56, garantindo que esta contaminação não influenciasse a região soldada. Após a limpeza, todas as chapas de alumínio AA2024-T3 e AA7475-T761 foram armazenadas em uma caixa vedada para evitar qualquer outro tipo de contaminação.

Figura 56 – Esboço da chapa e a área hachurada submetida ao processo de limpeza, espessura 1,6 mm



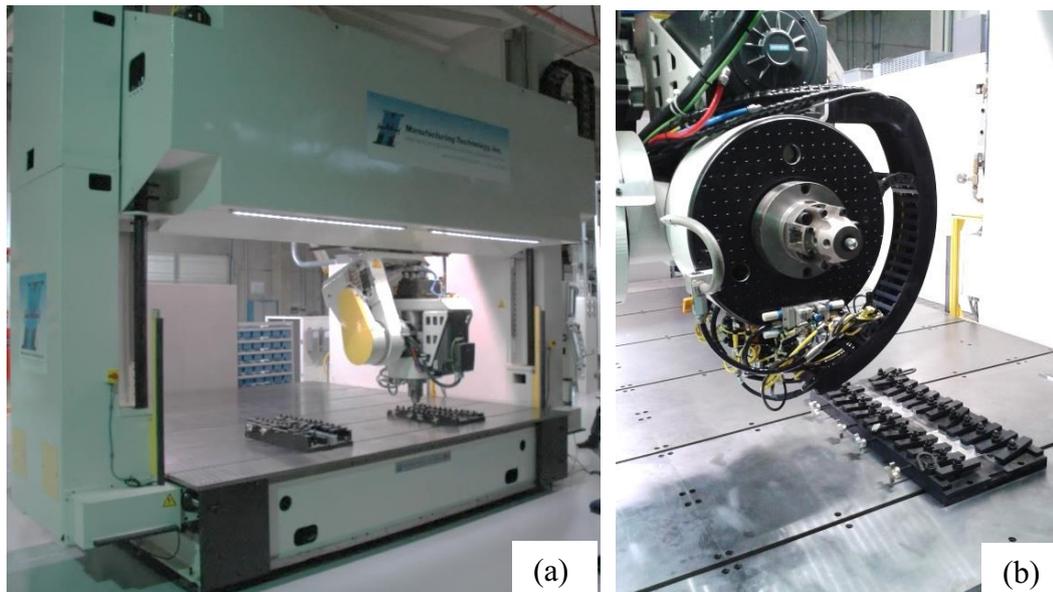
Fonte: Autor.

3.1.5 Equipamento para solda pelo processo FSW

As soldas pelo processo FSW foram realizadas no Laboratório de Estruturas Leves (LEL) do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT), sediado no Parque Tecnológico da cidade de São José dos Campos, estado de São Paulo. O equipamento utilizado é fabricado pela empresa americana MTI, vide Figura 57, modelo GG-7. Este equipamento é dedicado a soldas por atrito linear (FSW) e sua mesa tem 3800 x 3900 mm, com capacidade de aplicar no máximo 80 kN de força axial, 3000 rpm de rotação, 3000 mm/min de velocidade de avanço e 280 N.m de torque. É dotado de um conjunto de células de carga acopladas ao cabeçote para aquistar os esforços durante a solda. É também dotado de um sistema com comando

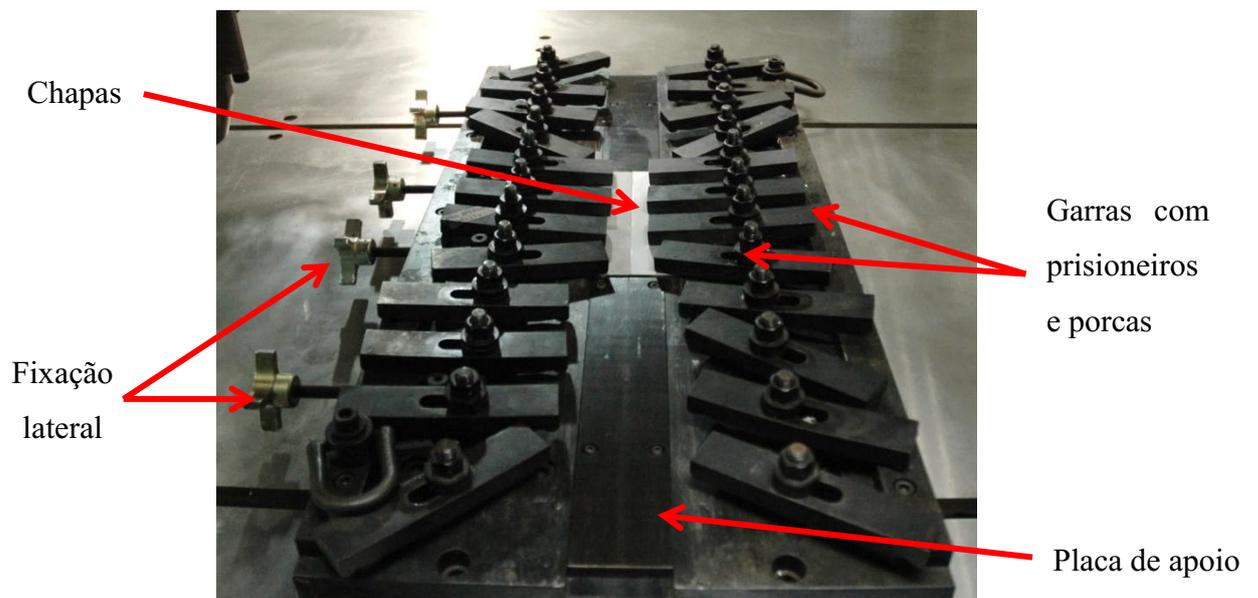
numérico computacional (CNC), em que é preparada a programação da solda com todos os parâmetros e também feito todo o controle destes. Este equipamento dispõe de um dispositivo para fixação rígida das chapas que serão soldadas através de garras, que são apertadas por um sistema de prisioneiros e porcas, conforme demonstrado na Figura 58. O dispositivo ainda conta com uma fixação lateral, no sentido transversal e com uma placa de apoio.

Figura 57 – Equipamento para solda por atrito linear (FSW) (a) e o detalhe do cabeçote de solda da máquina (b)



Fonte: Autor.

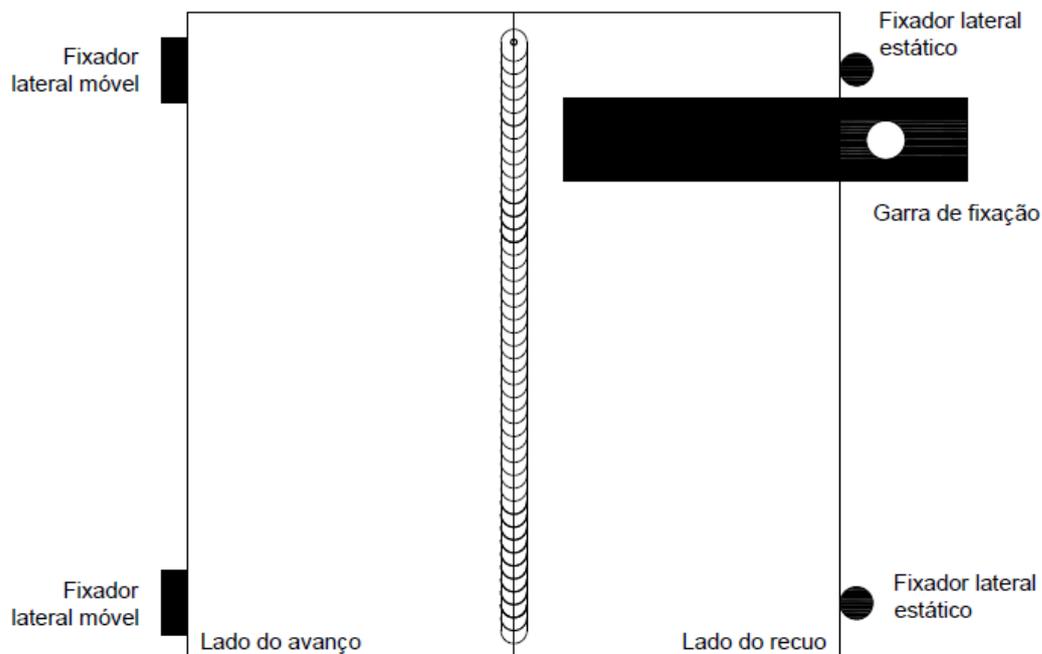
Figura 58 – Dispositivo de fixação das chapas



Fonte: Autor.

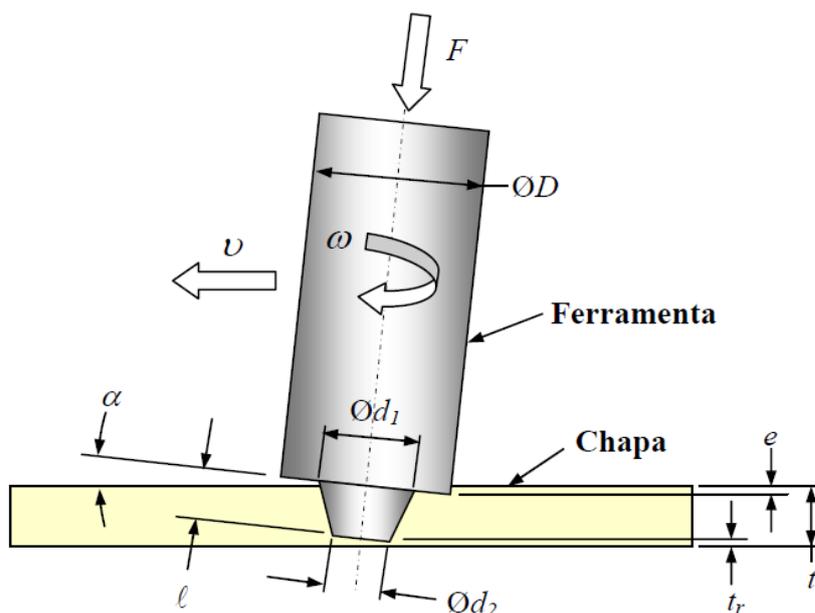
Para a execução das soldas por atrito linear (FSW) posicionou-se as chapas no dispositivo com o sentido de laminação paralelo ao sentido de translação da ferramenta e de maneira a melhor aproveitar a fixação lateral, como demonstrado na Figura 59. Em seguida, apertou-se os parafusos da fixação lateral apenas para manter as chapas encostadas de topo, sem exercer muita força, para então apertar as porcas das garras de fixação. Aplicou-se aproximadamente 20 N.m de torque em cada garra, o que resulta em aproximadamente 3000 N de força aplicada para fixar a chapa. Estes dados corroboram com a publicação de Richter-Trummer et al. (2012), que recomenda forças de fixação elevadas para garantir que o espaçamento entre as chapas não aumente durante a solda evitando assim que ocorram falhas, que a distorção seja minimizada e as tensões residuais sejam uniformemente distribuídas. A próxima etapa foi a programação dos parâmetros da solda no programa CNC, respeitando a aleatoriedade definida na Tabela 12, e em seguida realizou-se a solda. A profundidade de penetração da ferramenta foi definida em 0,10 mm e permaneceu fixa para todos os ensaios realizados. A Figura 60 apresenta uma vista da posição da ferramenta durante a solda por atrito linear (FSW), bem como dimensões características da ferramenta. Todas as soldas foram realizadas no mês de Julho de 2015.

Figura 59 – Esboço sem escala da fixação da chapa, espessura 1,6 mm



Fonte: Autor.

Figura 60 – Vista da ferramenta durante a solda por atrito linear



Fonte: Autor “adaptado de” Cruz, 2009.

Na Figura 60 estão representados:

- ØD : Diâmetro do ombro
- Ød_1 : Diâmetro da base do pino
- Ød_2 : Diâmetro da ponta do pino
- e : Profundidade de penetração da ferramenta
- l : Comprimento do pino
- t : Espessura da chapa
- t_r : Espessura remanescente após a solda
- α : Ângulo de inclinação da ferramenta
- v : Velocidade de avanço da ferramenta
- ω : Rotação da ferramenta
- F : Força axial ou força de forjamento

3.1.6 Medição de temperatura

A medição de temperatura foi realizada utilizando o equipamento do fabricante FLIR, modelo T450sc, apresentado na Figura 61 e detalhado na Tabela 13. Com a câmera posicionada na parte traseira da solda e enquadrando o centro da imagem com a ferramenta e a chapa sendo soldada, a medição foi realizada através de filmagem de cada uma das corridas

durante todo o percurso da ferramenta. Posteriormente fez-se a aquisição dos valores de temperatura em intervalos de aproximadamente 5 segundos. De posse destes pontos, calculou-se a média aritmética e o desvio padrão da medida.

Figura 61 – Câmera térmica FLIR T450sc



Fonte: FLIR, 2016.

Tabela 13 – Dados técnicos da câmera térmica FLIR T450sc

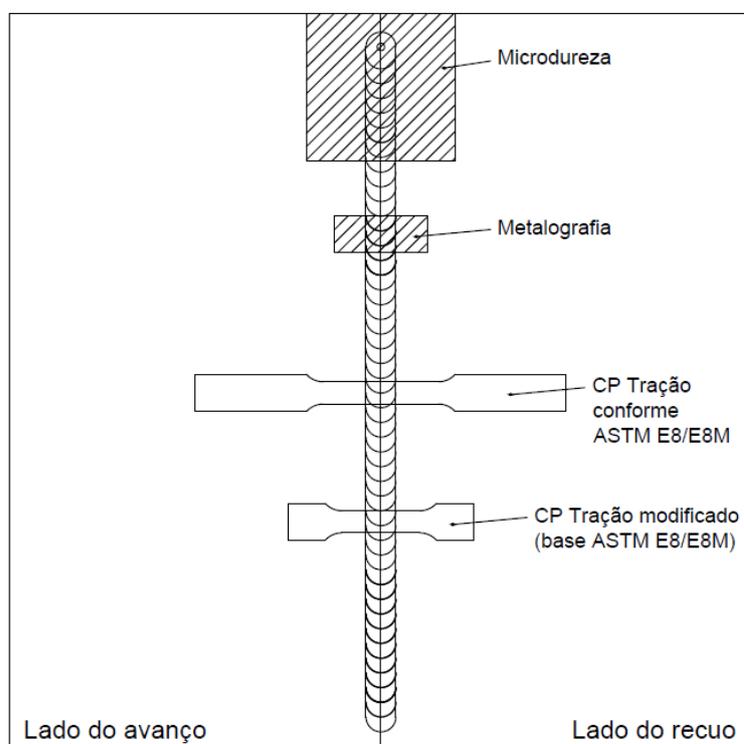
Sistema	
Tipo de detector	Microbolômetro não-resfriado
Faixa espectral	7,5 à 13 μm
Resolução	320 x 240
Passo do detector	25 μm
NETD	< 30 mK
Imagem / Eletrônica	
Constante de tempo	< 12 ms
Taxa de frames	60 Hz
Faixa dinâmica	14-bit
Medição	
Faixa de temperatura	0 à 650°C
Precisão	$\pm 1^\circ\text{C}$ ou $\pm 1\%$ (faixa limitada)

Fonte: FLIR, 2016.

3.1.7 Microdureza

A obtenção dos valores de microdureza compreendeu quatro etapas: corte do corpo de prova, lixamento do corpo de prova, indentação dos pontos de interesse e medição da dureza nestes pontos. O corte do corpo de prova foi executado utilizando-se o equipamento de corte a jato d'água, considerando aproximadamente 40 mm de largura e 40 mm de comprimento, conforme esboço da Figura 62.

Figura 62 – Esboço sem escala do corte para o corpo de prova de microdureza, metalografia e micrografia, e de tração, com 1,6 mm de espessura



Fonte: Autor.

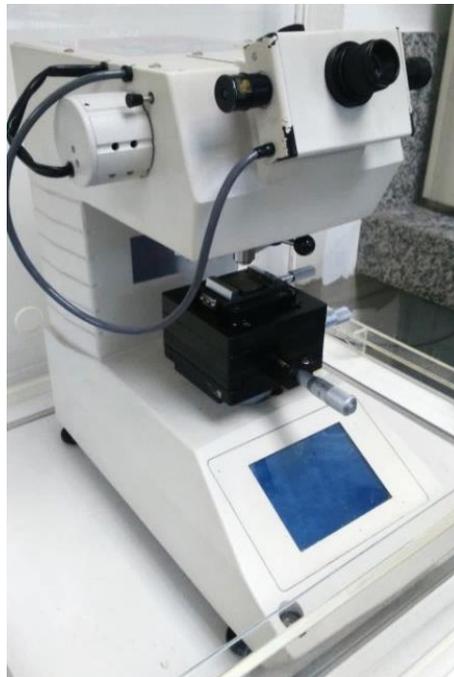
Em seguida, a etapa de lixamento tinha como objetivo obter uma superfície o mais plana possível, visto que o processo FSW acaba rebaixando um pouco a espessura por onde passa o ombro, e deixando uma rebarba em sua extremidade. O lixamento foi feito utilizando lixa rotativa com lubrificação à água na granulometria 400.

Já a etapa da indentação foi realizada na superfície do corpo de prova, utilizando o microdurômetro do fabricante Shimadzu modelo HMV-2, apresentado na Figura 63. Este microdurômetro dispõe de uma mesa micrométrica para fixação do corpo de prova com

movimentação nas direções longitudinal e transversal. As etapas para executar a indentação consistiram em:

- a) posicionar a chapa aproximadamente na linha de centro da solda
- b) selecionar a carga de 500 gramas (HV0.5)
- c) iniciar a indentação na superfície do corpo de prova e aguardar 15 segundos para o término do processo
- d) avançar 2,0 mm no sentido transversal, e repetir o processo até atingir 12,0 mm no lado do avanço e posteriormente outros 12,0 mm no lado do recuo

Figura 63 – Microdurômetro Shimadzu HMV-2



Fonte: Autor.

E por fim, a medição da microdureza foi feita utilizando-se de um microscópio óptico com uma câmera digital acoplada a um computador e um software para aquisição e processamento da imagem. O microscópio é do fabricante Olympus modelo BX60MF5, ilustrado pela Figura 64 e o software também é da Olympus chamado analySIS versão 5.1 (build 2640). Assim, cada chapa era posicionada na mesa do microscópio de maneira a iniciar a medição sempre pelo ponto mais afastado no lado do recuo, avançando em direção ao ponto mais afastado no lado do avanço. Com isto, obteve-se o perfil de microdureza Vickers na superfície da solda e transversalmente à ela.

Figura 64 – Microscópio óptico Olympus BX60MF5



Fonte: Autor.

3.1.8 Metalografia

A análise metalográfica, ou seja, da macroestrutura e da microestrutura, foi realizada através do embutimento do corpo de prova em baquelite, para facilitar o manuseio, bem como possibilitar a execução das etapas de lixamento, polimento e ataque químico da superfície de interesse. Assim, a preparação do corpo de prova envolveu também quatro etapas: corte do corpo de prova, embutimento, lixamento e polimento, e ataque químico.

O corte do corpo de prova é muito similar ao da microdureza, sendo que para metalografia possui aproximadamente 10 mm de largura e 25 mm de comprimento.

Em seguida, fez-se o embutimento destes corpos de prova utilizando baquelite. A próxima etapa compreendeu o lixamento, e foi executada em uma lixa circular lubrificada com água nas granulometrias 400 e 600 para obter uma superfície plana e facilitar as etapas posteriores do polimento.

O polimento foi executado em panos de diamante, lubrificadas com álcool isopropílico. É importante ressaltar que durante o polimento o pano nunca deixou de estar embebido em álcool isopropílico, ou seja, nunca secou, pois as partículas que retiradas do alumínio poderiam riscar a superfície de interesse. A granulometria dos panos utilizados foi 6, 1 e 0,25 μm , e o objetivo foi obter uma superfície polida e o mais isenta possível de riscos, que interfeririam na análise com o microscópio óptico. O primeiro pano teve granulometria 6

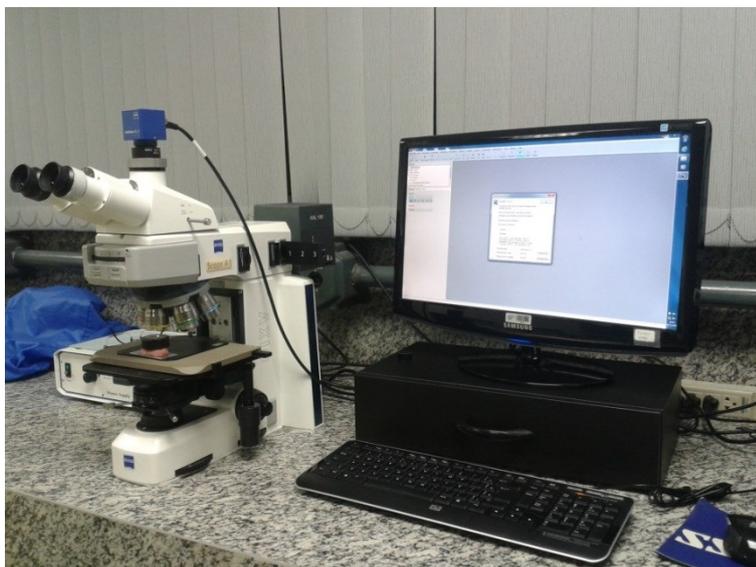
μm e a pressão foi moderada, combinada com movimentos rotativos contrários ao movimento circular do pano. Então, antes de ir para o próximo pano de granulometria menor, lavou-se o corpo de prova, para eliminar qualquer partícula proveniente da etapa anterior e que poderia riscar a superfície de análise. O próximo pano teve granulometria mais fina que o anterior, de 1 μm . O polimento foi concluído no pano com granulometria 0,25 μm . Concluído o polimento, passou-se uma vez um algodão embebido em álcool isopropílico sobre a superfície polida.

A etapa seguinte foi a mais importante em relação a obtenção de uma boa amostra para análise de macro e micrografia, pois seu sucesso está em revelar a microestrutura remanescente no corpo de prova, sem deteriorar a superfície com o ataque químico. Assim, utilizou-se do ataque químico conhecido como Keller, que é constituído por 95% de água destilada, 2,5% de ácido nítrico, 1,5% de ácido clorídrico e 1% de ácido fluorídrico. O procedimento adotado para o ataque químico foi:

- a) diluição do reagente em 200%
- b) imersão da amostra durante aproximadamente 10 a 15 segundos
- c) limpeza da amostra com algodão embebido em álcool isopropílico
- d) nova imersão da amostra, porém por aproximadamente 3 segundos

A visualização da amostra embutida, bem como registros fotográficos, realizaram-se no microscópio Zeiss Axio Scope A1, munido da câmera fotográfica Zeiss AxioCam Cr.3 e do software AxioVs40 versão 4.8.2.0, representado na Figura 65.

Figura 65 – Microscópio Zeiss Axio Scope A1

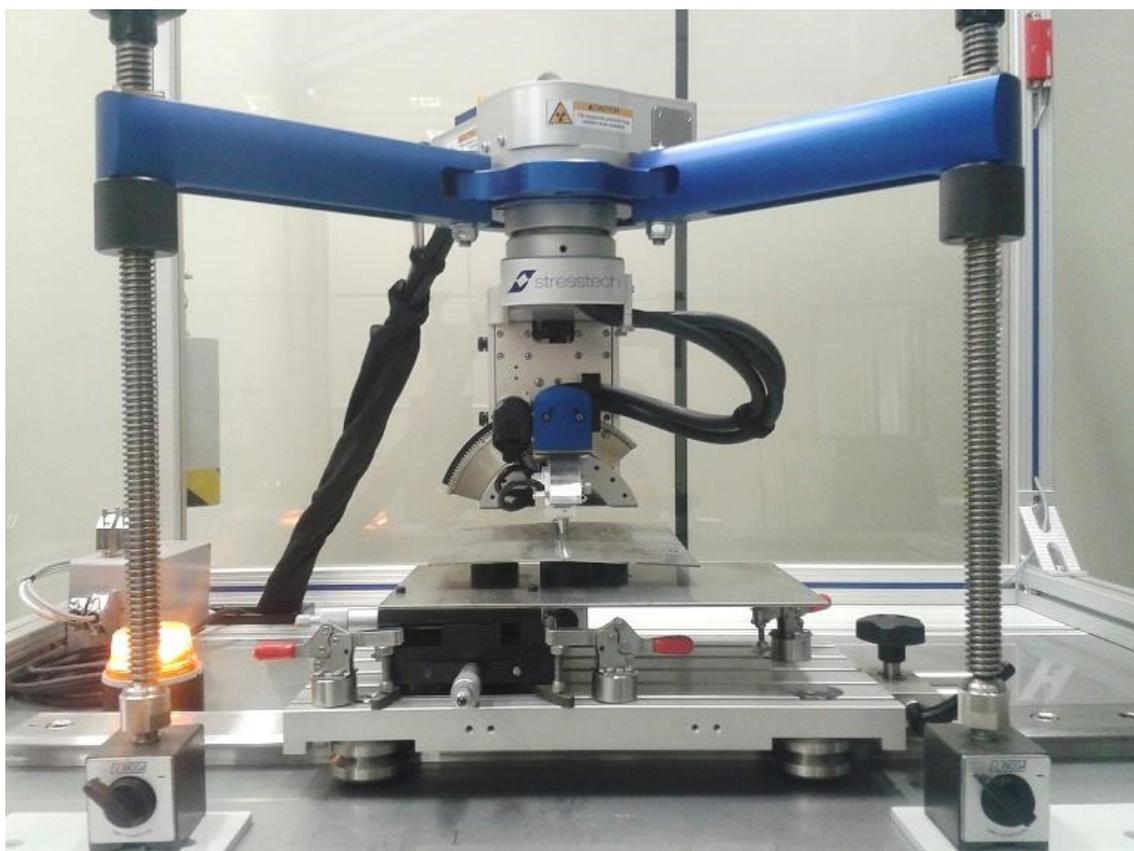


Fonte: Autor.

3.1.9 Tensão residual

A medição das tensões residuais foi realizada no Laboratório de Estruturas Leves (LEL) do IPT, na cidade de São José dos Campos. O equipamento utilizado é do fabricante Stresstech, modelo Xstress 3000 G2R, representado na Figura 66, e a difração é obtida através do método $\text{sen}^2\chi$. Este equipamento utiliza tubo de raios-X de cromo (Cr), com tensão variando de 5 a 30 kV e corrente de 0 a 10 mA. O inclinação padrão do ângulo chi (χ) varia entre -45 a 45° . Os detectores são do tipo sensores lineares de imagem, e são posicionados e fixados manualmente no ângulo 2θ previamente definido, função do material e do plano cristalográfico que se está analisando. As tensões residuais transversais foram obtidas com o ângulo phi (ϕ) à 0° e as longitudinais, à 90° . Para maiores detalhes deste difratômetro, consultar o ANEXO A. A Tabela 14 resume os parâmetros utilizados para este ensaio.

Figura 66 – Difratômetro Xstress 3000 G2R



Fonte: Autor.

Tabela 14 – Parâmetros utilizados para medição de tensão residual

Parâmetro	Valor	
Distância focal	9,57 mm	
Colimador	2,00 mm	
Módulo de elasticidade – E	AA2024: 73100 MPa	AA7475: 70300 MPa
Coefficiente de Poisson - ν	AA2024: 0,33	AA7475: 0,33
Tensão	30 kV	
Corrente	9 mA	
Tempo de exposição	15 s	
Ângulo de inclinação - χ	-30 a 45°	
Ângulo de difração - 2θ	139,1°	

Fonte: Autor.

As medições foram realizadas na superfície superior da solda em um total de 13 pontos, sendo 1 ponto central, 6 pontos no lado do avanço e outros 6 no lado do recuo. Os pontos no lado do avanço foram tomados nas distâncias 2, 4, 6, 8, 50 e 60 mm, com auxílio de uma mesa micrométrica rigidamente fixada à mesa do difratômetro. Os pontos no lado do recuo foram tomados com as mesmas distâncias do lado do avanço. Todos estes pontos foram aquisitados e posteriormente tratados no software XTronic, também do fabricante Stresstech.

3.1.10 Ensaio de tração e fractografia

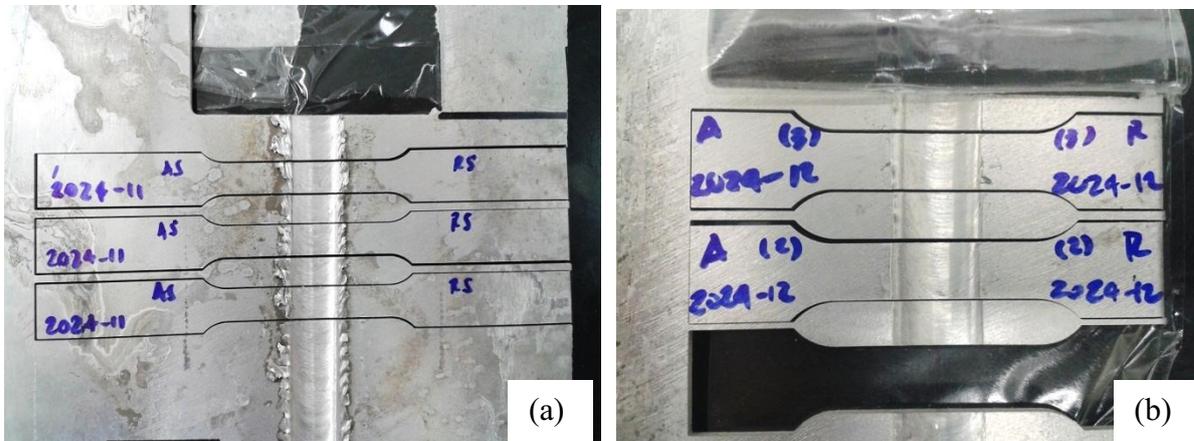
O ensaio de tração foi realizado no Centro de Laboratórios Mecânicos (CLM) da FEI, em São Bernardo do Campo, assim como a fractografia. O equipamento utilizado para tração foi do fabricante MTS modelo 810, servohidráulica, com sistema computadorizado de aquisição de dados e capacidade nominal 250 kN, representado na Figura 67. A configuração para tracionar o corpo de prova foi a uma velocidade primária de 1,0 mm/min e uma velocidade secundária de 2,0 mm/min. Os corpos de prova foram executados conforme a norma ASTM E8/E8M (2016), do tipo miniatura (sub-size), conforme desenho FSW02 no APÊNDICE B. Porém, devido a limitação de tamanho em algumas das chapas, fez-se necessário executar um corpo de prova de dimensões não padronizadas pela norma ASTM E8/E8M (2016), também apresentado no APÊNDICE B sob o desenho FSW02. A Figura 68 apresenta os CPs normalizados e não normalizados cortados a partir das chapas soldadas.

Figura 67 – MTS modelo 810, com detalhe das garras hidráulicas



Fonte: Autor.

Figura 68 – Corpos de prova normalizados (a) e não normalizados (b) para ensaio de tração



Fonte: Autor.

A fractografia, como dito anteriormente, também foi realizada no CLM da FEI. O equipamento utilizado para o ensaio foi um microscópio eletrônico de varredura (MEV) do fabricante CamScan, modelo CS3200LV, representado na Figura 69. Este ensaio consiste em avaliar a superfície de falha do corpo de prova através da interação entre um feixe de elétrons incidido na superfície do corpo de prova e o material, buscando evidências do comportamento daquele corpo de prova durante o ensaio e também associando o resultado com o possível estado da região soldada.

Figura 69 – MEV CamScan modelo CS3200LV



Fonte: Autor.

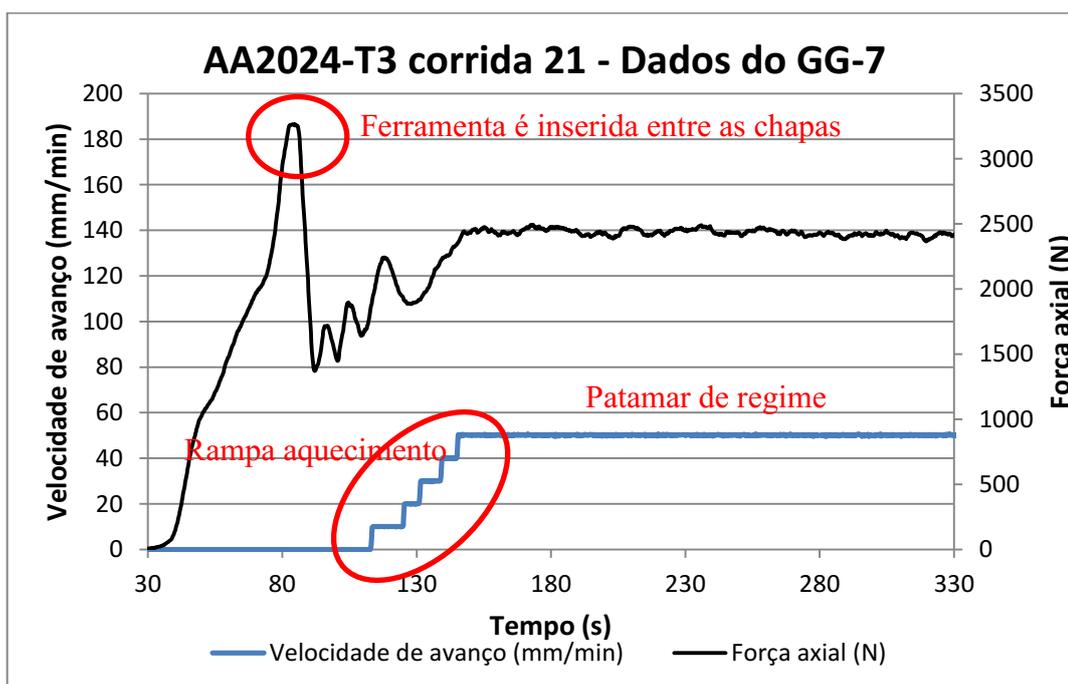
4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos com os experimentos e se propõe a analisá-los a luz do estado da arte do processo de solda por atrito linear.

4.1 DADOS DO EQUIPAMENTO GG7

Os dados de saída do equipamento de solda pelo processo FSW, modelo GG7, são aquisitados a uma frequência de 5 Hz. Estes dados são importados para uma planilha eletrônica e convertidos em um gráfico com dois eixos verticais (ordenadas) e um eixo horizontal (abscissa), conforme ilustrado pela Figura 70 para o material AA2024-T3. O pico de força axial presente no início do processo representa o momento em que a ferramenta foi inserida nas chapas, e este comportamento é explicado pela necessidade da ferramenta em vencer o limite de resistência mecânica e iniciar a deformar plasticamente o material para conseguir realizar a solda. Já a rampa de aquecimento representa o aumento gradativo da velocidade de avanço, já que o material precisa estar aquecido e amolecido. E o patamar de regime, representando o momento em que a velocidade de avanço atinge o valor pré-determinado para cada corrida, e assim permanece até o fim do percurso programado.

Figura 70 – Dados extraídos do GG-7, corrida 21, AA2024-T3, rotação 1539 rpm



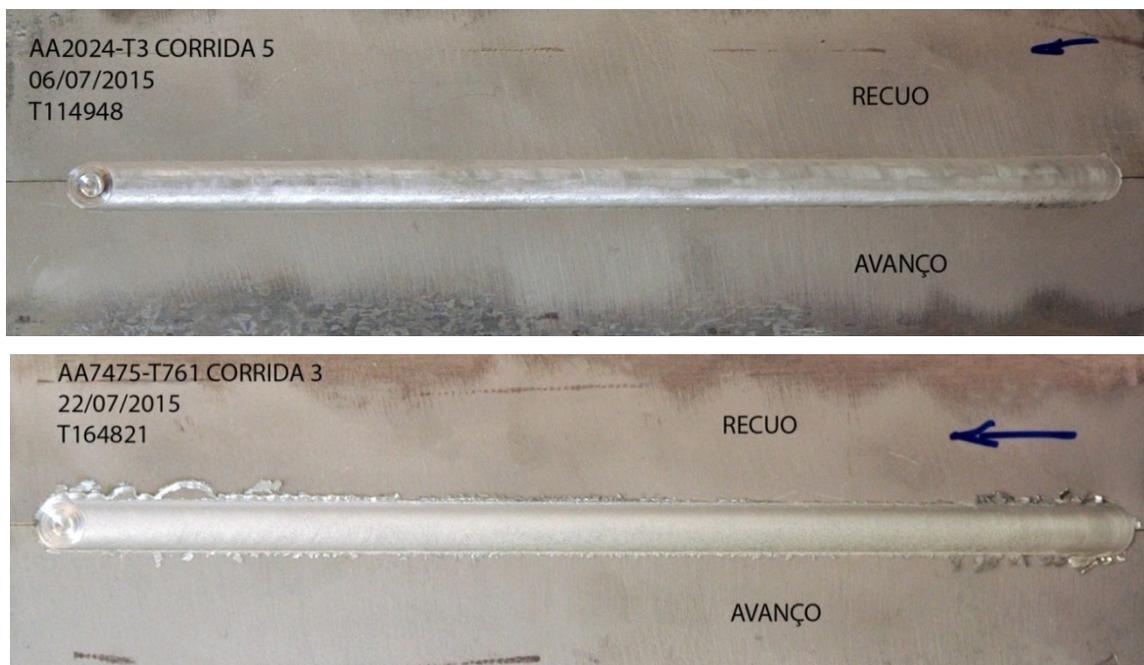
Fonte: Autor.

4.2 INSPEÇÃO VISUAL DAS CHAPAS

Após a realização da solda, identificou-se o par de chapas soldadas com a liga de alumínio correspondente, a data de realização do ensaio, o número gerado pelo GG-7 (correspondente aos dados aqusitados para aquela corrida), lado do avanço e lado do recuo, facilitando a execução das análises posteriores destas chapas.

A inspeção visual ocorreu analisando a região soldada e avaliando seu estado final. Observou-se se havia presença de rebarba em excesso, se havia alguma falha superficial e também o aspecto e acabamento superficial. Por serem muitas chapas soldadas, optou-se por apresentar neste capítulo apenas duas corridas, de ambos os materiais estudados. A Figura 71 representa duas corridas com bom acabamento superficial. Já a Figura 72, representa as duas corridas com excesso de rebarba. As figuras das demais corridas estão disponíveis no APÊNDICE C e no APÊNDICE D.

Figura 71 – Solda na liga de alumínio AA2024-T3 corrida 5 e AA7475-T761 corrida 3, com bom acabamento superficial

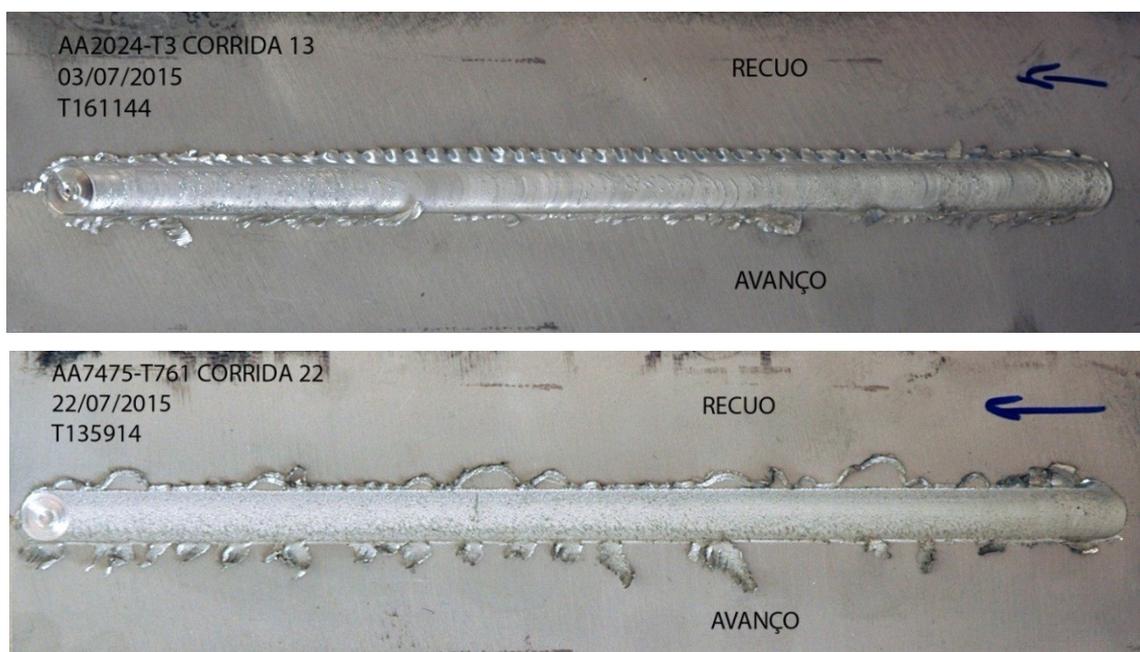


Fonte: Autor.

Ao observar os parâmetros de solda das corridas 5 e 3 apresentados na Tabela 12, correspondentes as ligas de alumínio A2024-T3 e AA7475-T761 respectivamente, nota-se que

o ângulo de inclinação da ferramenta ($1,35^\circ$) é o mesmo. Já para as corridas 13 e 22, os ângulos são $1,0^\circ$ e $2,65^\circ$ respectivamente, ou seja, são valores diferentes.

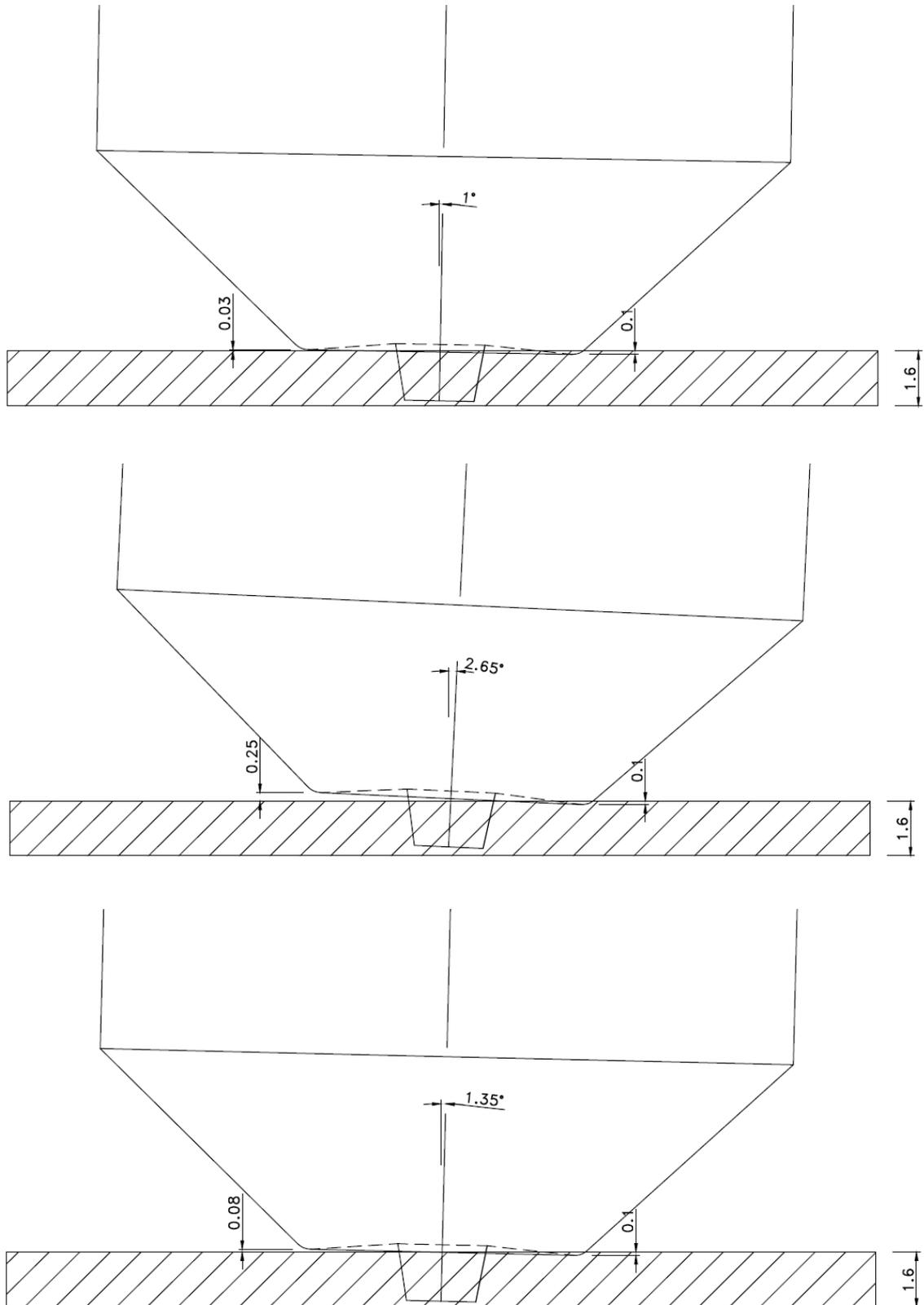
Figura 72 – Solda na liga de alumínio AA2024-T3 corrida 13 e AA7475-T761 corrida 22, com excesso de rebarba



Fonte: Autor.

Considerando-se as condições de contorno deste experimento, ou seja, geometria da ferramenta, faixas de rotação, velocidade de avanço e ângulo de inclinação da ferramenta, as ligas de alumínio utilizadas e a espessura das chapas, pode-se inferir que o ângulo de inclinação possivelmente tem influência em relação ao acabamento superficial. Analisando a forma como a inclinação atua durante a solda, ilustrado pela Figura 73, é possível avaliar este fenômeno. Mesmo a ferramenta possuindo ombro côncavo, para que o material amolecido fique confinado sob ele, ângulos pequenos (1° ou menores) podem fazer com que o material a frente da ferramenta não consiga adentrar totalmente, devido a praticamente não haver espaço entre o ombro e a chapa ($0,03$ mm de folga a frente do ombro) sendo expulsos pela velocidade angular, formando rebarba. Já para ângulos maiores (acima de 2°) o material consegue adentrar o ombro, porém devido ao excesso de espaço entre a ferramenta e a chapa que está sendo soldada (para o ângulo $2,65^\circ$, folga de $0,25$ mm a frente do ombro) o material amolecido é expulso do ombro, também formando rebarba. Nos APÊNDICE C e APÊNDICE D é possível verificar esta constatação com maior amplitude, visto que lá estão apresentadas todas as corridas.

Figura 73 – Esboço sem escala da posição da ferramenta em relação a chapa, com os diferentes ângulos de inclinação



Fonte: Autor.

4.3 ANÁLISE ESTATÍSTICAS DOS DADOS

Para a análise estatística dos dados, como mencionado no capítulo 3.1.3, utilizou-se o programa Statistica versão 12.0. Devido ao Planejamento Experimental (PE) ser um método exploratório, o objetivo desta análise é fornecer uma direção para o trabalho, reduzindo a quantidade de corridas utilizadas para os experimentos subsequentes, a saber: microdureza Vickers, metalografia, ensaio de tensão residual, ensaio de tração e fractografia. A Tabela 15 e a Tabela 16 foram preenchidas com os valores médios obtidos do GG-7 e os valores médios de temperatura.

Tabela 15 – Dados de saída do GG-7, liga de alumínio AA2024-T3

Corrida	Réplica	Rotação (rpm)	Velocidade de avanço (mm/min)	Ângulo (°)	Força Axial (N)	Torque (N.m)	Temperatura (°C)
21	2	1539	50,10	1,35	2434 ± 94	7,3 ± 0,7	350 ± 9
1	1	1361	50,10	1,35	2857 ± 214	10,1 ± 0,2	357 ± 11
25	2	1300	65,00	2,00	3248 ± 134	10,6 ± 0,2	356 ± 9
20	2	1361	79,80	2,65	3611 ± 155	10,5 ± 0,2	354 ± 9
26	2	1600	65,00	2,00	2853 ± 132	9,9 ± 0,2	346 ± 3
9	1	1300	65,00	2,00	3248 ± 134	10,6 ± 0,2	356 ± 4
27	2	1450	40,00	2,00	2831 ± 152	9,1 ± 0,4	343 ± 6
15 (C)	1	1450	65,00	2,00	2987 ± 134	9,2 ± 0,4	341 ± 7
24	2	1539	79,80	2,65	3251 ± 232	7,3 ± 0,6	340 ± 8
6	1	1539	50,10	2,65	2915 ± 113	7,1 ± 0,7	340 ± 7
29	2	1450	65,00	1,00	2749 ± 130	9,3 ± 0,33	333 ± 8
28	2	1450	90,00	2,00	3439 ± 129	9,7 ± 0,33	341 ± 6
14	1	1450	65,00	3,00	3522 ± 109	9,6 ± 0,33	341 ± 6
31 (C)	2	1450	65,00	2,00	3025 ± 198	9,5 ± 0,33	339 ± 8
18	2	1361	50,10	2,65	2619 ± 153	10 ± 0,2	321 ± 8
30	2	1450	65,00	3,00	3393 ± 105	9,4 ± 0,4	327 ± 12
22	2	1539	50,10	2,65	2879 ± 166	7,4 ± 0,8	326 ± 14
2	1	1361	50,10	2,65	3337 ± 157	9,9 ± 0,2	321 ± 8
8	1	1539	79,80	2,65	3564 ± 150	7,5 ± 0,7	319 ± 8
11	1	1450	40,00	2,00	2917 ± 131	9,5 ± 0,3	313 ± 9
7	1	1539	79,80	1,35	3191 ± 129	7,9 ± 0,8	309 ± 4
23	2	1539	79,80	1,35	2995 ± 198	9,6 ± 0,5	314 ± 7
13	1	1450	65,00	1,00	2603 ± 336	9,4 ± 0,4	301 ± 8
10	1	1600	65,00	2,00	2445 ± 145	9,6 ± 0,3	293 ± 3
19	2	1361	79,80	1,35	2702 ± 325	10 ± 0,3	368 ± 6
5	1	1539	50,10	1,35	2705 ± 163	7,8 ± 0,9	377 ± 8
32 (C)	2	1450	65,00	2,00	3025 ± 198	9,5 ± 0,3	339 ± 8
17	2	1361	50,10	1,35	3082 ± 191	10,3 ± 0,2	384 ± 5
12	1	1450	90,00	2,00	3411 ± 151	9,9 ± 0,3	376 ± 7
16 (C)	1	1450	65,00	2,00	2987 ± 134	9,2 ± 0,4	341 ± 7
3	1	1361	79,80	1,35	3193 ± 195	10,1 ± 0,3	361 ± 10
4	1	1361	79,80	2,65	3816 ± 190	10,3 ± 0,2	354 ± 9

Fonte: Autor.

Tabela 16 – Dados de saída do GG-7, liga de alumínio AA7475-T761

Corrida	Réplica	Rotação (rpm)	Velocidade de avanço (mm/min)	Ângulo (°)	Força Axial (N)	Torque (N.m)	Temperatura (°C)
21	2	1539	50,10	1,35	2397 ± 47	8,8 ± 1,1	336 ± 7
1	1	1361	50,10	1,35	2543 ± 70	10,3 ± 0,2	329 ± 13
25	2	1300	65,00	2,00	3247 ± 96	10,9 ± 0,2	336 ± 6
20	2	1361	79,80	2,65	3530 ± 60	10,8 ± 0,2	332 ± 11
26	2	1600	65,00	2,00	2989 ± 69	9,6 ± 0,5	318 ± 8
9	1	1300	65,00	2,00	3317 ± 101	11 ± 0,2	322 ± 13
27	2	1450	40,00	2,00	2700 ± 78	9,9 ± 0,3	327 ± 10
15 (C)	1	1450	65,00	2,00	3252 ± 50	10,6 ± 0,3	323 ± 8
24	2	1539	79,80	2,65	3687 ± 62	7,8 ± 0,6	299 ± 6
6	1	1539	50,10	2,65	3220 ± 79	9,2 ± 1	318 ± 10
29	2	1450	65,00	1,00	2727 ± 80	10,1 ± 0,3	289 ± 6
28	2	1450	90,00	2,00	3628 ± 79	10,7 ± 0,3	292 ± 8
14	1	1450	65,00	3,00	3591 ± 76	10,8 ± 0,3	305 ± 6
31 (C)	2	1450	65,00	2,00	3129 ± 221	10 ± 0,4	299 ± 14
18	2	1361	50,10	2,65	3039 ± 174	10,6 ± 0,2	314 ± 10
30	2	1450	65,00	3,00	3188 ± 133	10,2 ± 0,3	315 ± 10
22	2	1539	50,10	2,65	2849 ± 98	8,7 ± 1,1	313 ± 8
2	1	1361	50,10	2,65	3113 ± 196	10,5 ± 0,3	328 ± 12
8	1	1539	79,80	2,65	3219 ± 105	8 ± 0,6	330 ± 11
11	1	1450	40,00	2,00	2746 ± 82	10 ± 0,3	322 ± 6
7	1	1539	79,80	1,35	2947 ± 90	7,8 ± 0,5	307 ± 14
23	2	1539	79,80	1,35	2947 ± 90	7,8 ± 0,5	307 ± 25
13	1	1450	65,00	1,00	2562 ± 67	10 ± 0,3	289 ± 7
10	1	1600	65,00	2,00	2764 ± 84	9,9 ± 0,4	316 ± 9
19	2	1361	79,80	1,35	3122 ± 137	10,8 ± 0,2	310 ± 10
5	1	1539	50,10	1,35	2480 ± 72	8 ± 0,8	306 ± 12
32 (C)	2	1450	65,00	2,00	3126 ± 221	10 ± 0,4	299 ± 14
17	2	1361	50,10	1,35	2744 ± 119	10,6 ± 0,2	317 ± 21
12	1	1450	90,00	2,00	3322 ± 86	10,7 ± 0,3	291 ± 11
16 (C)	1	1450	65,00	2,00	3252 ± 50	10,6 ± 0,3	323 ± 8
3	1	1361	79,80	1,35	3518 ± 173	11 ± 0,2	288 ± 5
4	1	1361	79,80	2,65	3411 ± 205	11,1 ± 0,2	284 ± 8

Fonte: Autor.

A análise dos resultados através do software Statistica 12.0 foi realizada de maneira separada para cada liga de alumínio, iniciando pela liga AA2024-T3, seguido da liga AA7475-T761. Definiu-se como variáveis independentes a rotação, a velocidade de avanço e o ângulo de inclinação. Definiu-se como variáveis dependentes a força axial, o torque e a temperatura, e são estas que serão analisadas em relação as variáveis independentes. O planejamento utilizado foi o central composto de 3 fatores, 1 bloco e 32 corridas, com 8 pontos nos vértices, 6 pontos axiais e 2 pontos centrais.

4.3.1 Análise para a liga AA2024-T3

4.3.1.1 Força axial

A primeira variável dependente verificada através da análise de variância (ANOVA) foi a força axial. Obteve-se um R^2 de 0,75492 conforme apresentado na Tabela 17. Isto significa que os parâmetros analisados explicam aproximadamente 75% da variância da força axial e os demais 25% são erro. A fim de identificar a representatividade populacional dos parâmetros de solda (variáveis independentes), fez-se o teste de hipótese para cada um deles e suas possíveis interações. Admitindo-se um nível de significância de 5% (valor p menor que 0,05), ou seja, 95% de confiabilidade, e que a hipótese nula H_0 é o fator (1) Rotação (rpm)(L) igual a zero e a hipótese H_1 é este mesmo fator diferente de zero, tem-se que este parâmetro é estatisticamente significativo. Isto ocorre devido a seu valor “p” ser 0,005093, menor que 0,05, rejeitando, assim, a hipótese nula. Considerando-se estes mesmos critérios e fazendo esta verificação para os demais parâmetros e suas combinações, os fatores estatisticamente significativos estão indicados em vermelho na Tabela 17. Ainda na Tabela 17, onde lê-se (L) significa que aquela variável independente interage linearmente. Já onde lê-se (Q), a variável independente interage de modo quadrático, válido para as análises de variância subsequentes.

Tabela 17 – ANOVA para a variável dependente força axial, liga AA2024-T3

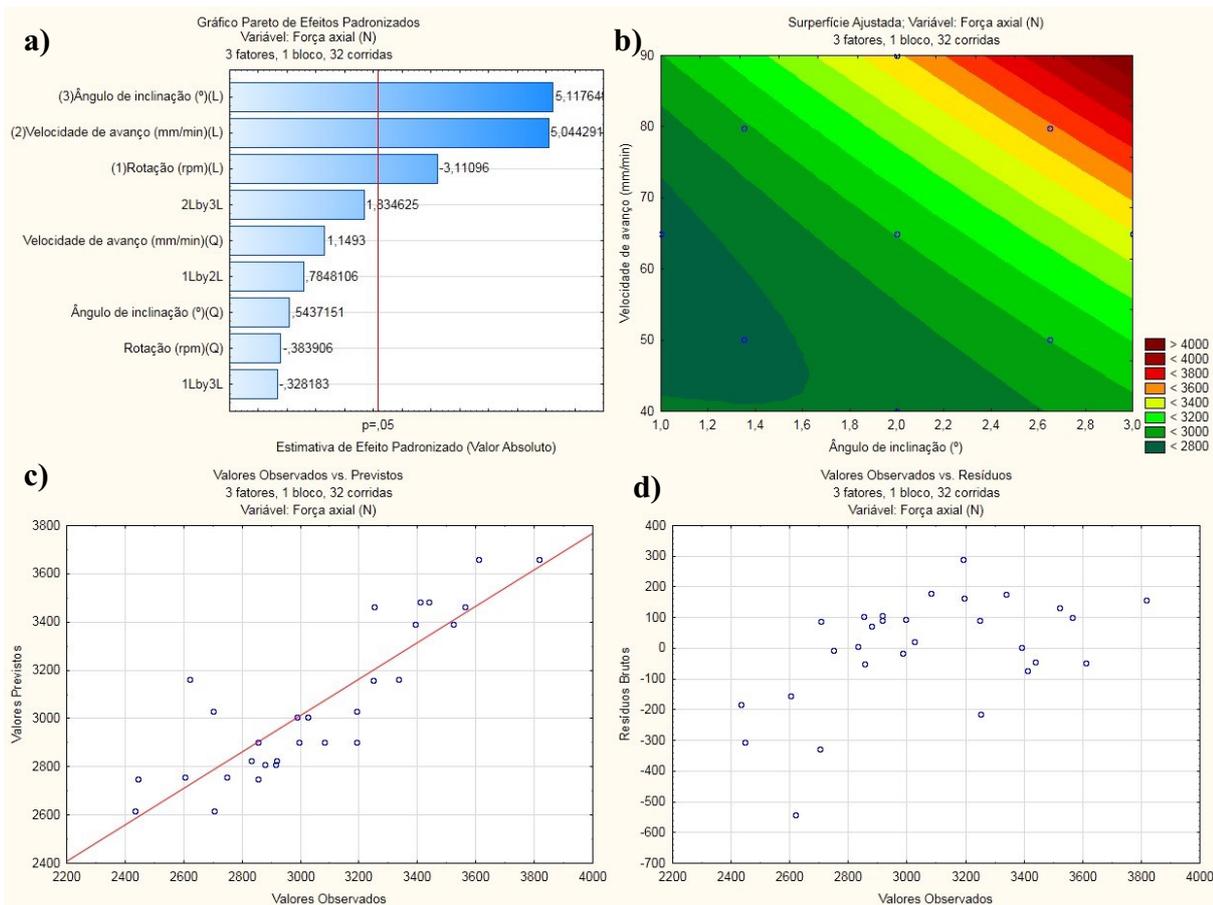
Fator	Estimativas de Efeito; Variável:Força axial (N); $R^2=0,75492$ (AA2024-T3_Final.sta) 3 fatores, 1 Bloco, 32 Corridas; MS Residuo=41132,79 Variável: Força axial (N)					
	Efeito	Erro Padrão	t(22)	p	-95,% Limt de Confiab.	+95,% Limt de Confiab.
Média/Interc.	3003,437	100,2120	29,97084	0,000000	2795,610	3211,264
(1)Rotação (rpm)(L)	-241,237	77,5442	-3,11096	0,005093	-402,054	-80,420
Rotação (rpm)(Q)	-35,405	92,2236	-0,38391	0,704734	-226,665	155,855
(2)Velocidade de avanço (mm/min)(L)	391,338	77,5804	5,04429	0,000047	230,446	552,230
Velocidade de avanço (mm/min)(Q)	106,195	92,4000	1,14930	0,262774	-85,431	297,821
(3)Ângulo de inclinação (°)(L)	411,341	80,3770	5,11765	0,000040	244,650	578,033
Ângulo de inclinação (°)(Q)	58,261	107,1541	0,54372	0,592105	-163,963	280,485
1L by 2L	79,584	101,4059	0,78481	0,440934	-130,718	289,887
1L by 3L	-33,280	101,4061	-0,32818	0,745876	-243,583	177,024
2L by 3L	186,042	101,4059	1,83462	0,080121	-24,261	396,345

Fonte: Autor.

Esta avaliação também pode ser realizada através do gráfico Pareto apresentado na Figura 74. Com ele é possível afimar com 95% de confiabilidade (valores a direita da linha vermelha) que os parâmetros ângulo de inclinação, velocidade de avanço e rotação, são

estatisticamente significativos, confirmando o que já havia sido exposto na Tabela 17. Neste gráfico porém, é possível observar qual o grau de influência de cada parâmetro, sendo que neste caso verifica-se que o ângulo de inclinação e a velocidade de avanço tem maior influência na força axial do que a rotação. Isto faz sentido. Avaliando o ângulo de inclinação isoladamente, ao aumentar o ângulo de inclinação, diminui-se a área de contato entre a ferramenta e as chapas, fazendo com que, para manter a mesma pressão superficial e o mesmo aporte térmico, seja necessário mais força axial. Já avaliando a velocidade de avanço isoladamente, é possível inferir que ao aumentar a velocidade, a ferramenta permanece menos tempo na zona de mistura, sendo necessário incrementar a força axial para que o aporte térmico seja mantido e a solda não apresente falhas.

Figura 74 – Resultados para a liga AA2024-T3, variável força axial: a) Gráfico Pareto; b) Superfície de resposta; c) Valores observados vs previstos; d) Valores observados vs resíduos



Fonte: Autor.

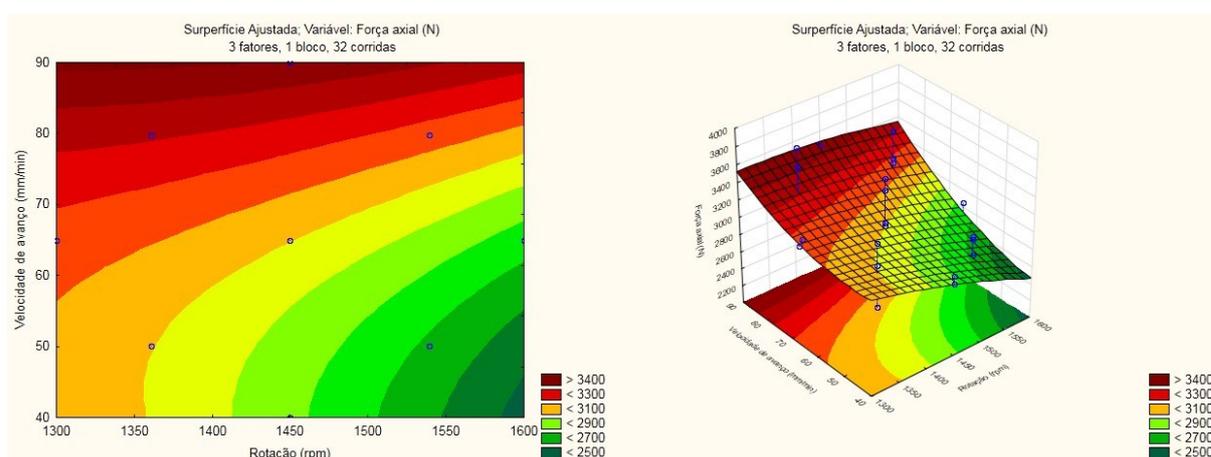
O suporte para esta análise é dado pela a superfície de resposta da Figura 74, item b, onde tem-se na ordenada a velocidade de avanço e na abscissa o ângulo de inclinação. Nesta

imagem é possível verificar a necessidade de maior força axial quando aumenta-se o ângulo de inclinação e a velocidade de avanço juntos, corroborando com o exposto anteriormente.

Ainda na Figura 74, itens c e d, é possível observar mais dois gráficos. O gráfico do item c apresenta os valores observados versus valores previstos no experimento, sendo possível verificar boa aderência com a linha vermelha, porém com alguns pontos um pouco distantes. E o item d apresenta os valores observados versus valores resíduo, cuja distribuição é aleatória e sem padrão.

Nos gráficos da Figura 75 a seguir é possível, ao considerar-se os extremos da rotação e da velocidade de avanço, observar uma tendência para a força axial. Com a rotação em 1300 rpm e a velocidade de avanço em 90 mm/min, observa-se o máximo valor de força axial, ao passo que com 1600 rpm e 40 mm/min, observa-se o oposto, ou seja, o valor mínimo. Isto é melhor expresso quando inclui-se o eixo das cotas, pois observa-se a inclinação da superfície resposta. Ao primeiro caso pode-se atribuir este comportamento pois a ferramenta permanece menos tempo rotacionando no mesmo ponto, fazendo-se necessário incrementar a força axial para manter o mesmo aporte térmico. Raciocínio semelhante pode-se atribuir ao segundo caso, pois ao permanecer mais tempo e com maior rotação, necessita-se menor força axial para manter o aporte térmico.

Figura 75 – Superfície de resposta, variável dependente força axial, liga AA2024-T3



Fonte: Autor.

4.3.1.2 Torque

A segunda variável dependente analisada foi o torque. Obteve-se um R^2 de 0,63229 conforme apresentado na Tabela 18. Isto significa que os parâmetros analisados explicam aproximadamente 63% da variância do torque e os demais 37% são erro. Aqui também fez-se o teste de hipótese como no capítulo 4.3.1.1, e apenas o parâmetro rotação mostrou-se estatisticamente significativo, indicado em vermelho na Tabela 18.

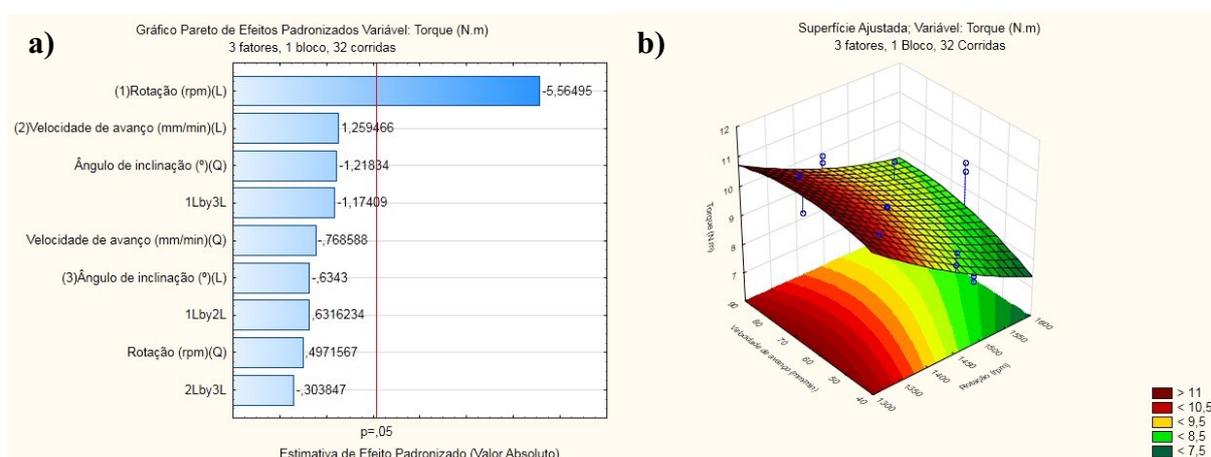
Tabela 18 – ANOVA para a variável dependente torque, liga AA2024-T3

Estimativas de Efeito; Variável: Torque (N.m); $R^2=0,63229$ (AA2024-T3_Final.sta) 3 fatores, 1 Bloco, 32 Corridas; MS Residuo=0,5709454 Variável: Torque (N.m)						
Fator	Efeito	Erro Padrão	t(22)	p	-95,% Limt de Confiab.	+95,% Limt de Confiab.
Média/Interc.	9,52788	0,373356	25,51958	0,000000	8,75359	10,30217
(1)Rotação (rpm)(L)	-1,60773	0,288903	-5,56495	0,000014	-2,20688	-1,00858
Rotação (rpm)(Q)	0,17082	0,343594	0,49716	0,624011	-0,54175	0,88339
(2)Velocidade de avanço (mm/min)(L)	0,36403	0,289038	1,25947	0,221061	-0,23539	0,96346
Velocidade de avanço (mm/min)(Q)	-0,26459	0,344251	-0,76859	0,450310	-0,97852	0,44935
(3)Ângulo de inclinação (°)(L)	-0,18995	0,299457	-0,63430	0,532426	-0,81098	0,43109
Ângulo de inclinação (°)(Q)	-0,48639	0,399220	-1,21834	0,235998	-1,31432	0,34154
1L by 2L	0,23863	0,377804	0,63162	0,534142	-0,54489	1,02215
1L by 3L	-0,44358	0,377805	-1,17409	0,252914	-1,22709	0,33994
2L by 3L	-0,11479	0,377804	-0,30385	0,764100	-0,89831	0,66872

Fonte: Autor.

Observando o gráfico de Pareto da Figura 76 também é possível notar que apenas o parâmetro rotação é que afeta esta variável dependente. Este comportamento já era esperado, pois torque e rotação são variáveis correlatas de maneira inversamente proporcional. Plotando-se a superfície de resposta com a rotação no eixo das abscissas, velocidade de avanço no eixo das ordenadas e o torque no eixo das cotas é possível observar que a velocidade de avanço tem pouca influência no torque. A única condição em que há esta pequena influência acontece é com a rotação em 1600 rpm e a velocidade de avanço em 40 mm/min. Já a rotação tem influência direta, ou seja, aumenta-se a rotação e diminui-se o torque, como já havia sido mencionado anteriormente, visualizando-se a inclinação da superfície de resposta com os valores de torque decrescendo.

Figura 76 – Resultados para a liga AA2024-T3, variável dependente torque: a) Gráfico Pareto; b) Superfície de resposta



Fonte: Autor.

4.3.1.3 Temperatura

A terceira variável dependente analisada foi a temperatura. Obteve-se um R^2 de 0,52436 conforme apresentado na Tabela 19. Isto significa que os parâmetros analisados explicam aproximadamente 52% da variância da temperatura e os demais 48% são erro. Este erro elevado deve-se possivelmente a medição de temperatura feita superficialmente e também a impossibilidade de manter a câmera térmica sempre próxima a ferramenta durante a solda. Apesar do erro elevado, as medições não serão descartadas, e sim utilizadas como uma medida para referência e para indicação de tendência de comportamento. Neste caso também fez-se o teste de hipótese como anteriormente no capítulo 4.3.1.1, e o parâmetro rotação mostrou-se estatisticamente significativo, bem como a interação entre rotação e velocidade de avanço, e velocidade de avanço e ângulo de inclinação, todos indicados em vermelho na Tabela 19.

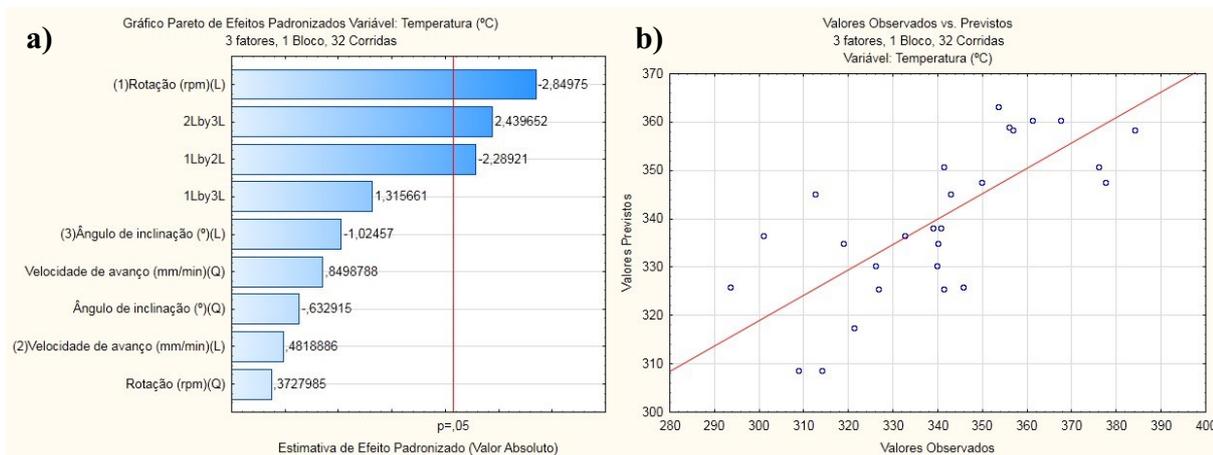
Observando o gráfico de Pareto da Figura 77 também é possível notar o parâmetro rotação e as interações entre rotação e velocidade de avanço e velocidade de avanço e ângulo de inclinação, todos estatisticamente significativos (95% de confiabilidade) e afetando a variável dependente temperatura. No gráfico da Figura 77, item b, é possível observar que os pontos não estão tão aderentes a reta vermelha, corroborando com o elevado valor de erro para esta variável dependente.

Tabela 19 – ANOVA para a variável dependente temperatura, liga AA2024-T3

Estimativas de Efeito; Variável: Temperatura (°C); R ² =0,52436 (AA2024-T3_Final.sta)						
3 fatores, 1 Bloco, 32 Corridas; MS Residuo=320,1727						
Variável: Temperatura (°C)						
Fator	Efeito	Erro Padrão	t(22)	p	-95, % Limt de Confiab.	+95, % Limt de Confiab.
Média/Interc.	338,1010	8,841333	38,24096	0,000000	319,7652	356,4368
(1)Rotação (rpm)(L)	-19,4964	6,841437	-2,84975	0,009318	-33,6846	-5,3081
Rotação (rpm)(Q)	3,0333	8,136546	0,37280	0,712866	-13,8409	19,9075
(2)Velocidade de avanço (mm/min)(L)	3,2983	6,844628	0,48189	0,634644	-10,8965	17,4932
Velocidade de avanço (mm/min)(Q)	6,9283	8,152111	0,84988	0,404547	-9,9781	23,8347
(3)Ângulo de inclinação (°)(L)	-7,2656	7,091366	-1,02457	0,316701	-21,9722	7,4410
Ângulo de inclinação (°)(Q)	-5,9835	9,453809	-0,63291	0,533314	-25,5895	13,6225
1L by 2L	-20,4808	8,946664	-2,28921	0,032030	-39,0350	-1,9265
1L by 3L	11,7708	8,946685	1,31566	0,201834	-6,7835	30,3251
2L by 3L	21,8268	8,946666	2,43965	0,023222	3,2725	40,3810

Fonte: Autor.

Figura 77 – Resultados para a liga AA2024-T3, variável dependente torque: a) Gráfico Pareto; b) Superfície de resposta

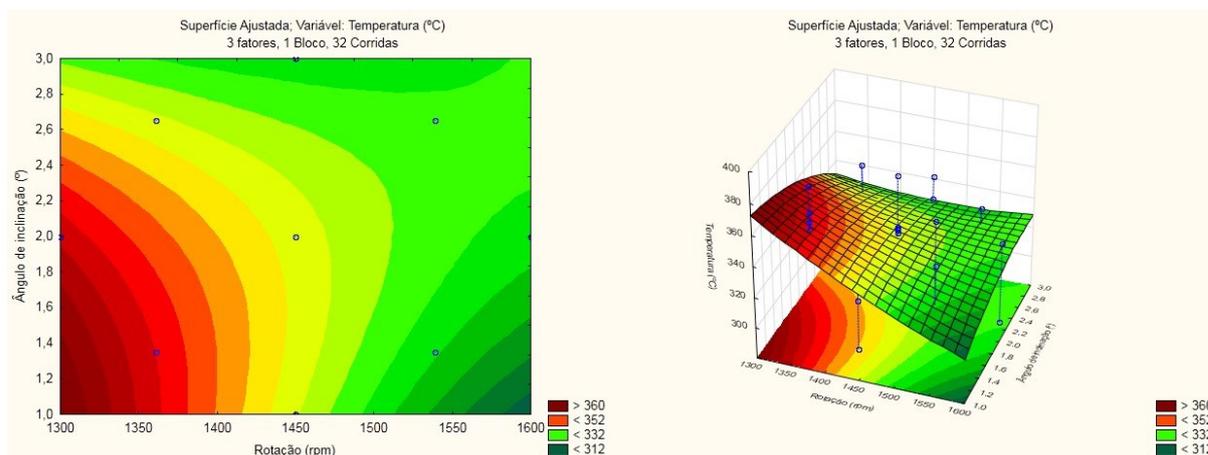


Fonte: Autor.

Já observando a superfície de resposta apresentada na Figura 78 nota-se uma tendência a redução da temperatura a medida que aumenta-se a rotação e o ângulo de inclinação. Tomando a rotação de forma isolada, uma possível explicação para este efeito é que com o aumento da rotação, aumenta-se a velocidade periférica na extremidade do pino da ferramenta e na borda do ombro. Com isto, o material amolecido tende a afastar-se do pino e do ombro, trocando calor mais facilmente, pois o alumínio possui alto coeficiente de condutividade térmica, reduzindo, assim, a temperatura. Observando apenas o ângulo de inclinação, também nota-se redução da temperatura a medida que este é incrementado. Isto possivelmente ocorre devido a redução da área de contato entre o ombro da ferramenta e as chapas que estão sendo

soldadas. Assim, ao analisar ambos os parâmetros é possível notar uma diagonal partindo do ponto rotação 1300 rpm e ângulo de inclinação 1°, até o ponto rotação 1600 rpm e ângulo de inclinação 3°, deixando evidente a dependência entre estes parâmetros e a influência sobre a variável dependente temperatura.

Figura 78 – Superfície de resposta, variável dependente temperatura, liga AA2024-T3



Fonte: Autor.

4.3.2 Análise para a liga AA7475-T761

4.3.2.1 Força axial

O modo como analisou-se os dados extraídos do GG-7 é similar a liga de alumínio AA2024-T3. Assim, a primeira variável dependente analisada através da análise de variância (ANOVA) foi a força axial. Obteve-se um R^2 de 0,8652 conforme apresentado na Tabela 20. Isto significa que os parâmetros analisados explicam aproximadamente 86% da variância da força axial e os demais 14% são erro, valores superiores ao encontrado para a liga de alumínio AA2024-T3. A fim de identificar a representatividade populacional dos parâmetros de solda (variáveis independentes), fez-se o teste de hipótese para cada um deles e suas possíveis interações. Admitindo-se um nível de significância de 5% (valor p menor que 0,05), ou seja, 95% de confiabilidade, e que a hipótese nula H_0 é o fator (1)Rotação (rpm)(L) igual a zero e a hipótese H_1 é este mesmo fator diferente de zero, tem-se que este parâmetro é estatisticamente significativo. Isto ocorre devido a seu valor “p” ser 0,003112, menor que 0,05, rejeitando, assim, a hipótese nula. Considerando-se estes mesmos critérios e fazendo esta verificação para os demais parâmetros e suas combinações, os fatores estatisticamente significativos são a

rotação, a velocidade de avanço e o ângulo de inclinação, e estão indicados em vermelho na Tabela 20.

Tabela 20 – ANOVA para a variável dependente força axial, liga AA7475-T761

Fator	Estimativas de Efeito; Variável:Força axial (N); R ² =0,8652 (AA7475-T761_Final.sta) 3 fatores, 1 Bloco, 32 Corridas; MS Residuo=23091,57 Variável: Força axial (N)					
	Efeito	Erro Padrão	t(22)	p	-95, % Limt de Confiab.	+95, % Limt de Confiab.
Média/Interc.	3187,946	75,08485	42,45791	0,000000	3032,229	3343,662
(1)Rotação (rpm)(L)	-192,888	58,10078	-3,31988	0,003112	-313,381	-72,394
Rotação (rpm)(Q)	-76,100	69,09946	-1,10131	0,282666	-219,403	67,204
(2)Velocidade de avanço (mm/min)(L)	477,994	58,12788	8,22314	0,000000	357,444	598,544
Velocidade de avanço (mm/min)(Q)	-62,363	69,23165	-0,90078	0,377460	-205,940	81,215
(3)Ângulo de inclinação (°)(L)	444,838	60,22329	7,38648	0,000000	319,943	569,734
Ângulo de inclinação (°)(Q)	-143,577	80,28629	-1,78832	0,087507	-310,081	22,926
1L by 2L	-35,901	75,97937	-0,47251	0,641220	-193,472	121,671
1L by 3L	129,911	75,97955	1,70981	0,101369	-27,661	287,483
2L by 3L	-92,886	75,97939	-1,22251	0,234450	-250,457	64,686

Fonte: Autor.

O gráfico Pareto apresentado na Figura 79 também permite a realização desta avaliação. Com ele é possível afirmar com 95% de confiabilidade (valores a direita da linha vermelha) que os parâmetros ângulo de inclinação, velocidade de avanço e rotação, são estatisticamente significativos, confirmando o que já havia sido exposto na Tabela 20. Neste gráfico é possível observar qual o grau de influência de cada parâmetro, sendo que neste caso verifica-se que a velocidade de avanço e o ângulo de inclinação tem maior influência na força axial do que a rotação. Isto faz sentido, assim como fez para a liga AA2024-T3, pois ao aumentar a velocidade, a ferramenta permanece menos tempo na zona de mistura, sendo necessário incrementar a força axial para que o aporte térmico seja mantido e a solda não apresente falhas. Por outro lado, ao aumentar o ângulo de inclinação, diminui-se a área de contato entre a ferramenta e as chapas, fazendo com que, para manter a mesma pressão superficial e o mesmo aporte térmico, seja necessário mais força axial. Este comportamento é semelhante a liga AA2024-T3, ou seja, esta análise é suportada pela a superfície de resposta da Figura 80, item a, onde tem-se na ordenada o ângulo de inclinação e na abscissa a velocidade de avanço, e pelo item b da mesma figura, acrescido do eixo das cotas com os valores de força axial. Nestas imagens é possível verificar a necessidade de maior força axial quando aumenta-se o ângulo de inclinação e a velocidade de avanço juntos, corroborando com o exposto anteriormente. Este comportamento de dependência dos parâmetros é melhor

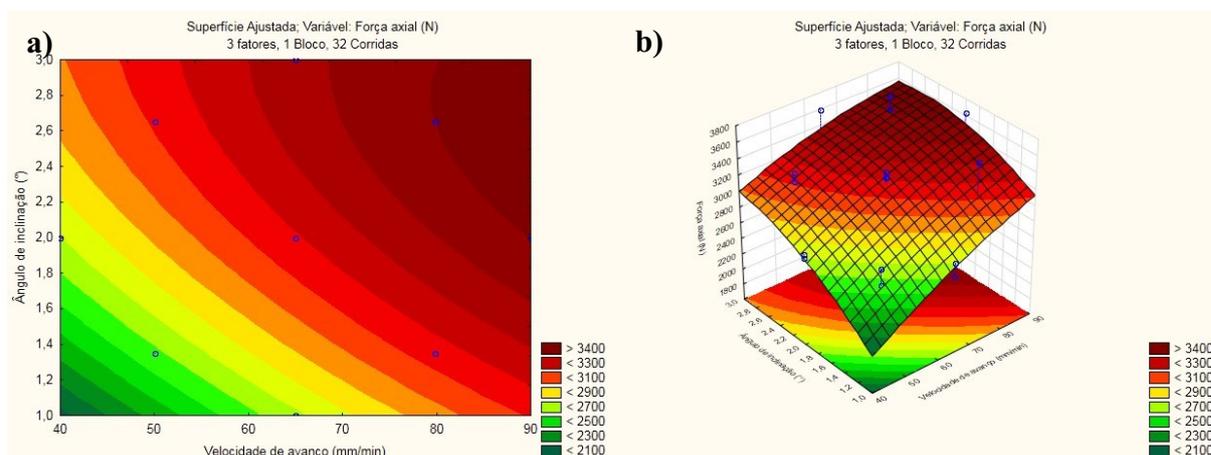
notado na superfície de resposta, item b da Figura 80, onde observa-se a inclinação da superfície partindo do ponto 1° e 40 mm/min, até o ponto 3° e 90 mm/min.

Figura 79 – Gráfico Pareto, variável dependente força axial, liga AA7475-T761



Fonte: Autor.

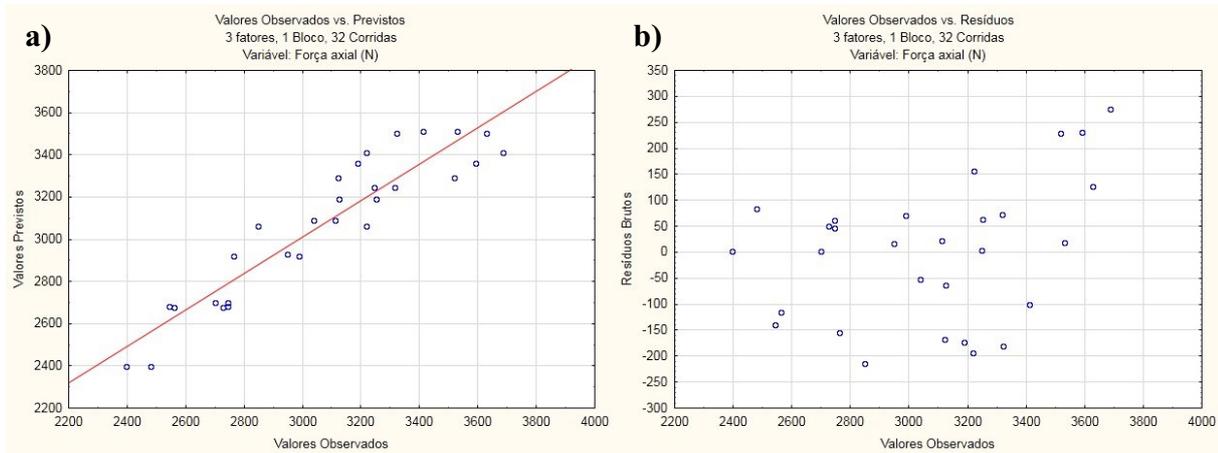
Figura 80 – Superfície resposta, variável dependente força axial, liga AA7475-T761



Fonte: Autor.

Ainda na Figura 81 itens a e b é possível observar mais dois gráficos. O gráfico do item a apresenta os valores observados versus valores previstos no experimento, sendo possível verificar boa aderência com a linha vermelha, correspondente ao R^2 de 0,8652. E o item b apresenta os valores observados versus valores resíduo, cuja distribuição é aleatória e sem padrão, também indicando este experimento obteve bons resultados.

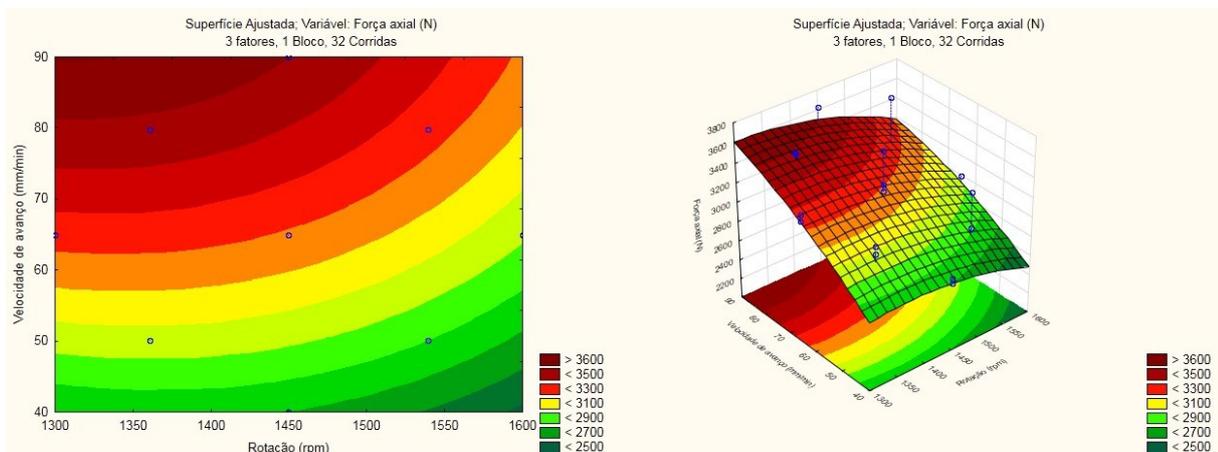
Figura 81 – Valores observados vs previstos (a), e valores observados vs resíduos (b), variável dependente força axial, liga AA7475-T761



Fonte: Autor.

Por fim, nos gráficos da Figura 82 é possível observar a mesma tendência de comportamento em relação a liga AA2024-T3, na Figura 75. Ao avaliar o ponto com rotação 1300 rpm e velocidade de avanço 90 mm/min, tem-se a maior força axial, e com 1600 rpm e 40 mm/min, tem-se a menor. A este comportamento pode-se atribuir o mesmo raciocínio atribuído a liga AA2024-T3. Isto é, no primeiro caso, a ferramenta permanece menos tempo deformando plasticamente o material, fazendo-se necessário incrementar a força axial para manter o aporte térmico. E no segundo caso, a ferramenta permanece mais tempo, reduzindo-se a necessidade de força axial em consequência da manutenção do aporte térmico.

Figura 82 – Superfície de resposta, variável dependente força axial, liga AA7475-T761



Fonte: Autor.

4.3.2.2 Torque

A análise da variável dependente torque obteve um R^2 de 0,68661 conforme apresentado na Tabela 21. Isto significa que os parâmetros analisados explicam aproximadamente 68% da variância do torque e os demais 32% são erro. Aqui também fez-se o teste de hipótese de maneira análoga ao parágrafo 4.3.1.1, e apenas o parâmetro rotação mostrou-se estatisticamente significativo, indicado em vermelho na Tabela 21.

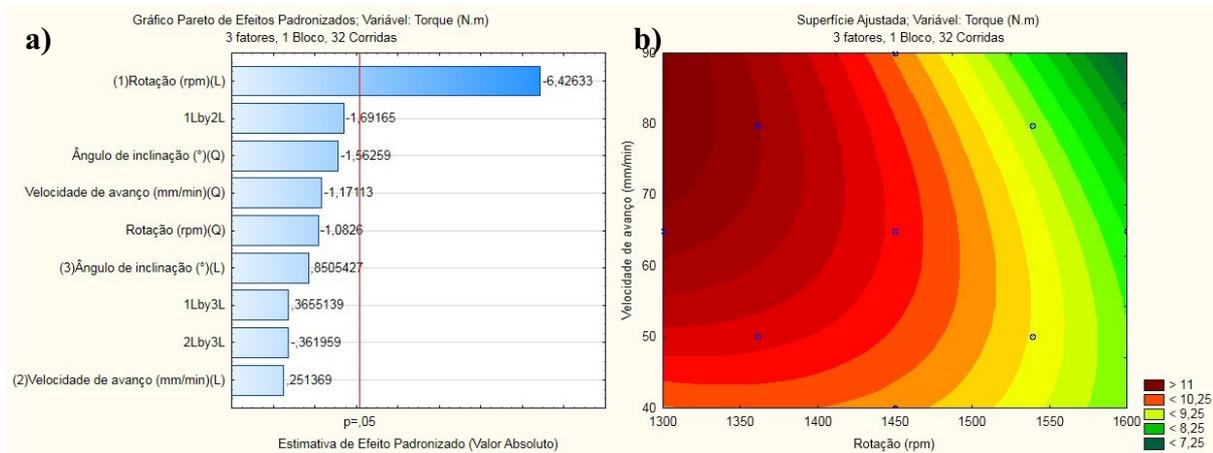
Este resultado já era esperado devido ao torque e a rotação serem variáveis correlatas de maneira inversamente proporcional. Observando-se o gráfico de Pareto da Figura 83, item a, também nota-se que apenas o parâmetro rotação é que afeta esta variável dependente. Ao plotar a superfície de resposta (item b Figura 83), com rotação no eixo das abscissa, velocidade de avanço no eixo das ordenadas e o torque no eixo das cotas é possível observar houve necessidade de um torque maior na condição 1300 rpm e 90 mm/min, comportamento este diferente em relação a liga AA2024-T3. Este pico possivelmente ocorreu devido a dois fatores. Primeiro devido a liga de alumínio AA7475-T761 possuir maior dureza e consequentemente maior limite de resistência quando comparado com a liga AA2024-T3, exigindo, assim, maior torque. Segundo devido a esta condição extrema ser a maior velocidade de avanço e menor rotação, a força axial será maior (conforme Figura 82), aumentando a força de atrito e consequentemente o torque.

Tabela 21 – ANOVA para a variável dependente torque, liga AA7475-T761

Estimativas de Efeito; Variável: Torque (N.m); $R^2=0,68661$ (AA7475-T761_Final.sta) 3 fatores, 1 Bloco, 32 Corridas; MS Residuo=0,4965896 Variável: Torque (N.m)						
Fator	Efeito	Erro Padrão	t(22)	p	-95,% Limt de Confiab.	+95,% Limt de Confiab.
Média/Interc.	10,43767	0,348197	29,97637	0,000000	9,71555	11,15978
(1)Rotação (rpm)(L)	-1,73148	0,269435	-6,42633	0,000002	-2,29025	-1,17271
Rotação (rpm)(Q)	-0,34691	0,320440	-1,08260	0,290709	-1,01146	0,31764
(2)Velocidade de avanço (mm/min)(L)	0,06776	0,269561	0,25137	0,803862	-0,49128	0,62679
Velocidade de avanço (mm/min)(Q)	-0,37600	0,321053	-1,17113	0,254074	-1,04182	0,28983
(3)Ângulo de inclinação (°)(L)	0,23754	0,279278	0,85054	0,404186	-0,34165	0,81672
Ângulo de inclinação (°)(Q)	-0,58178	0,372318	-1,56259	0,132421	-1,35392	0,19036
1L by 2L	-0,59604	0,352345	-1,69165	0,104831	-1,32676	0,13467
1L by 3L	0,12879	0,352346	0,36551	0,718219	-0,60193	0,85951
2L by 3L	-0,12753	0,352345	-0,36196	0,720836	-0,85825	0,60318

Fonte: Autor.

Figura 83 – Resultados para variável dependente torque, liga AA7475-T761: a) gráfico Pareto; b) superfície resposta



Fonte: Autor.

4.3.2.3 Temperatura

A terceira variável dependente analisada foi a temperatura. Obteve-se um R^2 de 0,47573 conforme apresentado na Tabela 22. Isto significa que os parâmetros analisados explicam aproximadamente 47% da variância da temperatura e os demais 53% são erro. Este erro elevado deve-se possivelmente a medição de temperatura feita superficialmente. Este erro também pode ser associado a alguns momentos durante a solda em que houve retenção da rebarba no ombro da ferramenta, impedindo a câmera infravermelho de medir a temperatura na superfície de solda. Analogamente a liga AA2024-T3, aqui também não descarta-se a utilização destes valores de temperatura como referência e objetivando indicar uma tendência de comportamento. Neste caso também fez-se o teste de hipótese como anteriormente, e apenas a velocidade de avanço mostrou-se estatisticamente significativa, indicada em vermelho na Tabela 22. É importante pontuar a grande dificuldade com a medição de temperatura, pois o parâmetro de solda estatisticamente significativo, considerando os dados coletados da liga AA7475-T761, é totalmente diferente comparado com os da liga AA2024-T3.

O gráfico de Pareto da Figura 84 mostra que o parâmetro velocidade de avanço é estatisticamente significativo (95% de confiabilidade) e afeta a variável dependente temperatura. No gráfico da Figura 85, item a, é possível observar que os pontos não estão tão aderentes a reta vermelha, corroborando com o elevado valor de erro para esta variável dependente. Já no item b da mesma Figura 85, é possível notar que os pontos não estão

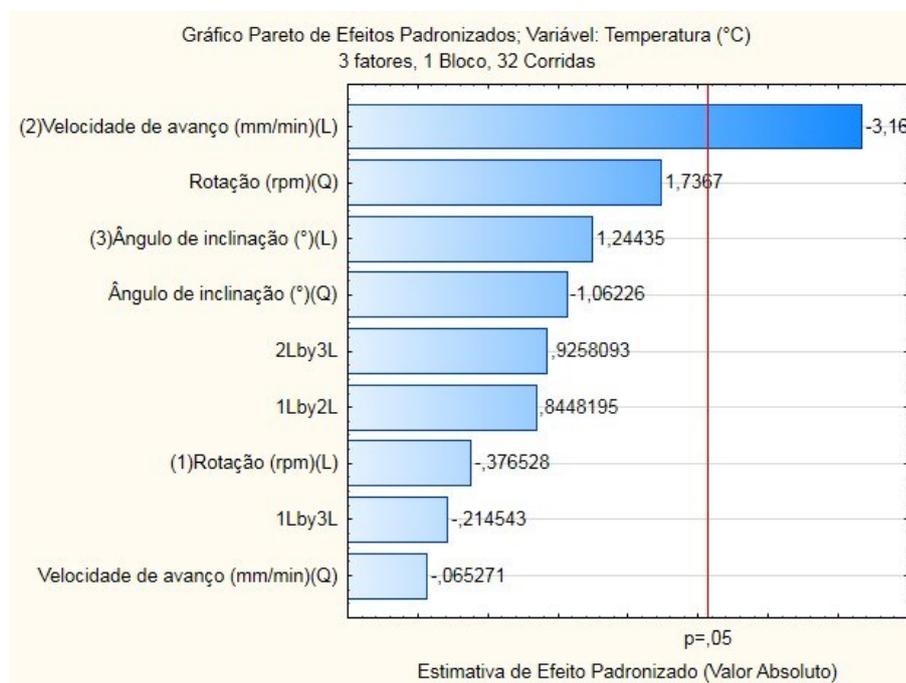
aleatoriamente dispersos, ou seja, eles estão agrupados, apresentando uma tendência de reta, indicando que estatisticamente estes resultados não são bons.

Tabela 22 – ANOVA para a variável dependente temperatura, liga AA7475-T761

Estimativas de Efeito; Variável: Temperatura (°C); R ² =0,47573 (AA7475-T761_Final.sta)						
3 fatores, 1 Bloco, 32 Corridas; MS Residuo=170,1595						
Variável: Temperatura (°C)						
Fator	Efeito	Erro Padrão	t(22)	p	-95,% Limt de Confiab.	+95,% Limt de Confiab.
Média/Interc.	310,6687	6,445457	48,19964	0,000000	297,3016	324,0358
(1)Rotação (rpm)(L)	-1,8779	4,987504	-0,37653	0,710131	-12,2214	8,4655
Rotação (rpm)(Q)	10,3015	5,931657	1,73670	0,096424	-2,0000	22,6030
(2)Velocidade de avanço (mm/min)(L)	-15,7959	4,989831	-3,16561	0,004480	-26,1441	-5,4476
Velocidade de avanço (mm/min)(Q)	-0,3879	5,943004	-0,06527	0,948548	-12,7129	11,9371
(3)Ângulo de inclinação (°)(L)	6,4329	5,169706	1,24435	0,226465	-4,2884	17,1542
Ângulo de inclinação (°)(Q)	-7,3211	6,891960	-1,06226	0,299640	-21,6141	6,9720
1L by 2L	5,5101	6,522245	0,84482	0,407306	-8,0162	19,0364
1L by 3L	-1,3993	6,522260	-0,21454	0,832100	-14,9256	12,1270
2L by 3L	6,0384	6,522246	0,92581	0,364590	-7,4880	19,5647

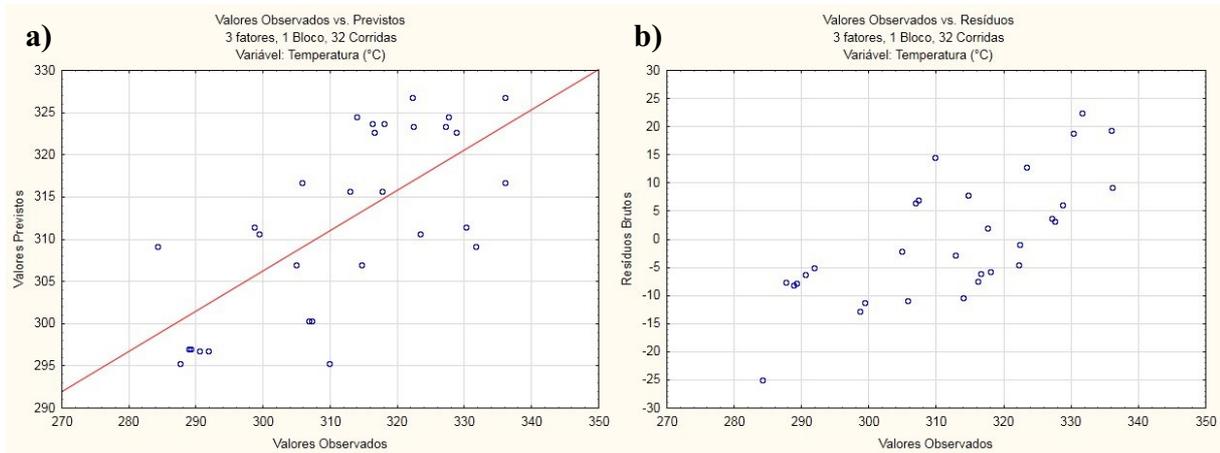
Fonte: Autor.

Figura 84 – Gráfico Pareto, variável dependente temperatura, liga AA7475-T761



Fonte: Autor.

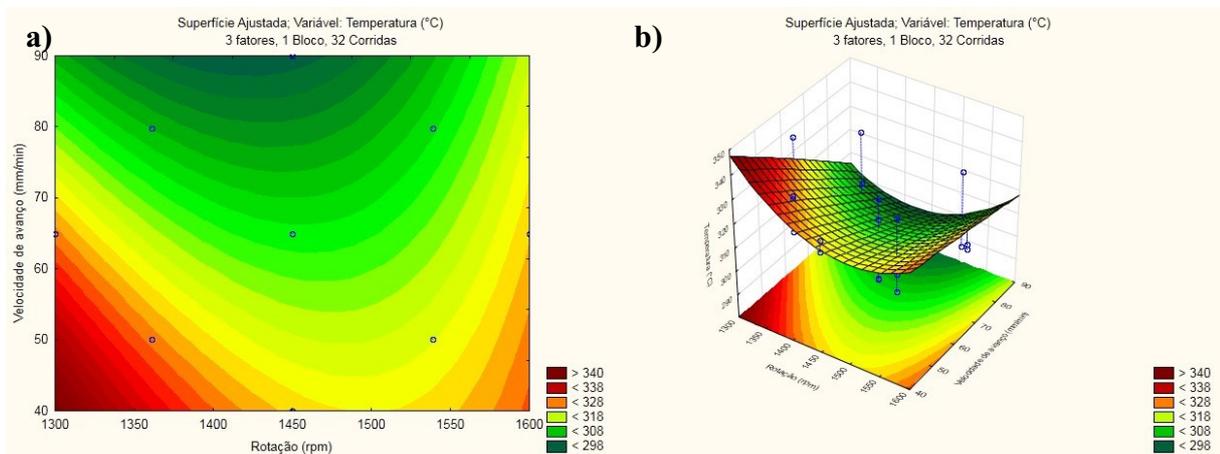
Figura 85 – Valores observados vs previstos (a), e valores observados vs resíduos (b), variável dependente temperatura, liga AA7475-T761



Fonte: Autor.

Por fim, observando a superfície de resposta da Figura 86, item a, plotada com a velocidade de avanço no eixo das ordenadas e a rotação no eixo das abscisas é possível notar que a uma rotação de 1450 rpm a temperatura aumenta conforme diminui-se a velocidade de avanço. Isto ocorre pois a uma velocidade de avanço de 90 mm/min a ferramenta permanece menos tempo na mesma posição, ou seja, o aporte térmico térmico é menor, e consequentemente a temperatura é menor. Nos extremos da rotação, ou seja, com 1300 e 1600 rpm, é possível observar efeito mais pronunciado e a visualização deste comportamento é melhor com a inclusão da temperatura no eixo das cotas, também apresentado na Figura 86, item b.

Figura 86 – Superfície resposta, variável dependente temperatura, liga AA7475-T761



Fonte: Autor.

4.3.3 Discussão

Extrapolando para este trabalho o conceito definido por Vilaça e Thomas (2011) e apresentado neste trabalho no capítulo 2.1.6.3, ou seja, de classificação de solda quente, intermediária ou fria, é possível conhecer os limites superior e inferior deste experimento e por conseguinte utilizá-los para realização dos ensaios subsequentes. Esta análise foi feita levando em consideração todos as combinações de variáveis dependentes da Tabela 12, valendo para ambas as ligas deste trabalho.

Na Tabela 23 apresentam-se os resultados desta análise, onde observa-se que o menor valor de passo da solda (16,1 rev/mm), ou seja, a solda mais fria, acontece nas corridas 12 e 28, enquanto que o maior valor (36,3 rev/mm) ocorre nas corridas 11 e 27. De posse desta definição, analisa-se novamente os dados de saída compilados na Tabela 15 e na Tabela 16 e preparam-se duas tabelas, uma para força axial (Tabela 24) e outra para temperatura (Tabela 25) resumindo as informações obtidas.

A Tabela 24 apresenta, tanto para a liga AA2024-T3, quanto para a liga AA7475-T761, uma relação inversa entre o passo da solda e o valor da força axial, ou seja, a solda fria apresenta valor de força axial maior comparado com a solda a quente. Isto ocorre devido a ferramenta permanecer mais tempo na mesma região durante a solda quente, aquecendo e amolecendo em maior quantidade o material a ser soldado, resultando assim, em menor força axial.

Já a Tabela 25 apresenta, apenas para a liga AA7475-T761 uma relação direta entre o passo da solda e o valor da temperatura, ou seja, a solda fria apresenta menor valor comparada com a solda quente. E este era o comportamento esperado, visto que na solda fria a ferramenta executa a solda em menor tempo e não aquece demasiadamente o material. Na liga AA2024-T3 não identifica-se este comportamento ao observar a Tabela 25 e sim uma relação inversa, ou seja, onde classifica-se como solda fria a temperatura é maior, e onde classifica-se como solda quente, menor. Possivelmente este comportamento esteja associado com o nível de erro estatisticamente encontrado e explorado no capítulo 4.3.1.3.

Tabela 23 – Passo da solda para cada corrida, ligas AA2024-T3 e AA7475-T761

Corrida	Réplica	Rotação (rpm)	Velocidade de avanço (mm/min)	Passo da solda (rev/mm)
21	2	1539	50,1	30,7
1	1	1361	50,1	27,2
25	2	1300	65,0	20,0
20	2	1361	79,8	17,1
26	2	1600	65,0	24,6
9	1	1300	65,0	20,0
27	2	1450	40,0	36,3
15 (C)	1	1450	65,0	22,3
24	2	1539	79,8	19,3
6	1	1539	50,1	30,7
29	2	1450	65,0	22,3
28	2	1450	90,0	16,1
14	1	1450	65,0	22,3
31 (C)	2	1450	65,0	22,3
18	2	1361	50,1	27,2
30	2	1450	65,0	22,3
22	2	1539	50,1	30,7
2	1	1361	50,1	27,2
8	1	1539	79,8	19,3
11	1	1450	40,0	36,3
7	1	1539	79,8	19,3
23	2	1539	79,8	19,3
13	1	1450	65,0	22,3
10	1	1600	65,0	24,6
19	2	1361	79,8	17,1
5	1	1539	50,1	30,7
32 (C)	2	1450	65,0	22,3
17	2	1361	50,1	27,2
12	1	1450	90,0	16,1
16 (C)	1	1450	65,0	22,3
3	1	1361	79,8	17,1
4	1	1361	79,8	17,1

Fonte: Autor.

Tabela 24 – Força axial, ligas AA2024-T3 e AA7475-T761

Corrida	AA2024-T3				AA7475-T761			
	12	28	11	27	12	28	11	27
Rotação (rpm)	1450	1450	1450	1450	1450	1450	1450	1450
Velocidade de avanço (mm/min)	90	90	40	40	90	90	40	40
Passo da solda (rev/mm)	16,1	16,1	36,3	36,3	16,1	16,1	36,3	36,3
Força axial (N)	3411	3439	2917	2831	3322	3322	2746	2700

Fonte: Autor.

Tabela 25 – Temperatura, ligas AA2024-T3 e AA7475-T761

Corrida	AA2024-T3				AA7475-T761			
	12	28	11	27	12	28	11	27
Rotação (rpm)	1450	1450	1450	1450	1450	1450	1450	1450
Velocidade de avanço (mm/min)	90	90	40	40	90	90	40	40
Passo da solda (rev/mm)	16,1	16,1	36,3	36,3	16,1	16,1	36,3	36,3
Temperatura (°C)	376	341	313	343	291	292	322	327

Fonte: Autor.

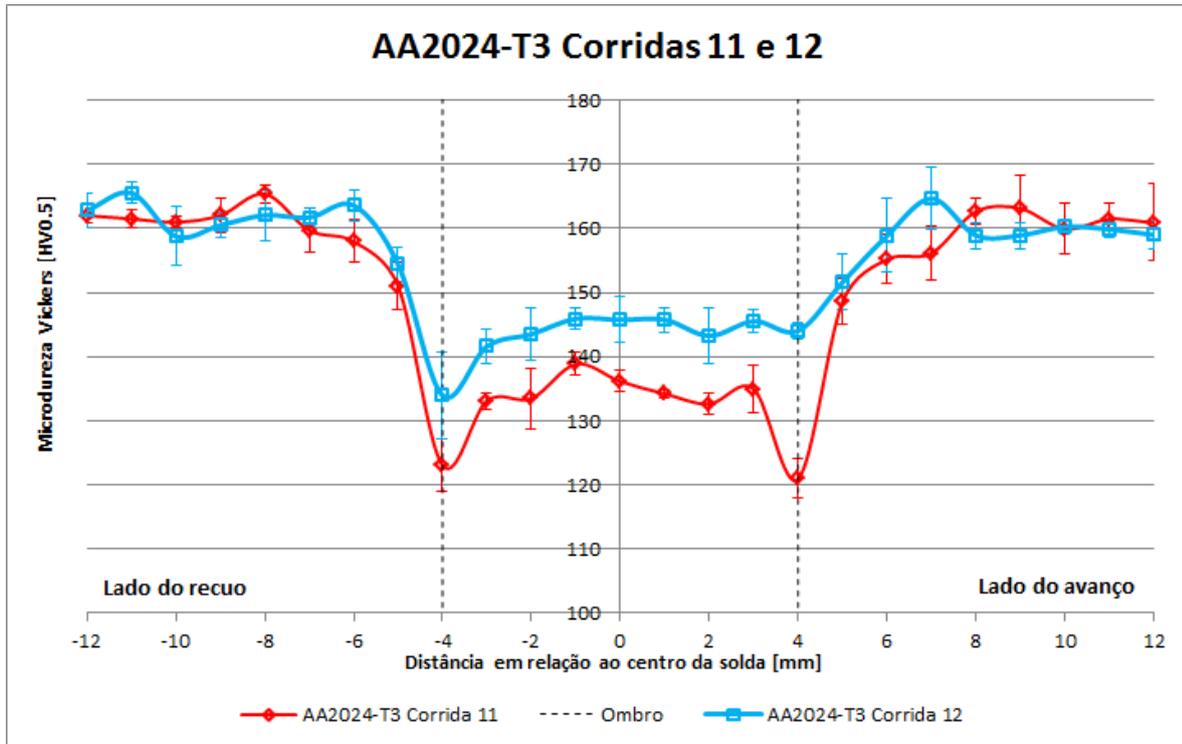
Portanto, tem-se que a solda fria é com os parâmetros das corridas 12 e 28, e a solda quente com as corridas 11 e 27. Este é o foco deste trabalho daqui em diante, e estas serão as corridas analisadas para ensaios de dureza, metalografia, tensão residual, tração e fractografia.

4.4 MICRODUREZA VICKERS

As medições de microdureza Vickers foram todas executadas em Fevereiro de 2016, 7 meses após a soldagem, tempo suficiente para que houvesse envelhecimento natural e subsequente recuperação das propriedades mecânicas, característico destas ligas nos tratamentos térmicos informados, corroborando com a pesquisa de Leonard (2000), conforme Figura 39 apresentada no Capítulo 2.3. As corridas utilizadas foram a 11 e 12 das ligas de alumínio AA2024-T3 e AA7475-T761, e a medição ocorreu na superfície da solda em três regiões distintas, para, assim, calcular o desvio destas medições e obter um valor representativo para cada ponto em cada corrida.

Iniciando pela liga AA2024-T3, é possível observar na Figura 87 que para ambas as corridas o perfil de microdureza é similar a letra “W”, ou seja, há uma queda da microdureza na região que compreende aproximadamente extremidade do ombro da ferramenta. Buscando-se pelos valores mínimos de microdureza, nota-se 121 ± 3 HV no lado do avanço para a corrida 11 (solda quente), enquanto que para a corrida 12 (solda fria) nota-se 134 ± 7 HV no lado do recuo.

Figura 87 – Perfil de microdureza Vickers, medida superficial, corridas 11 e 12 da liga de alumínio AA2024-T3



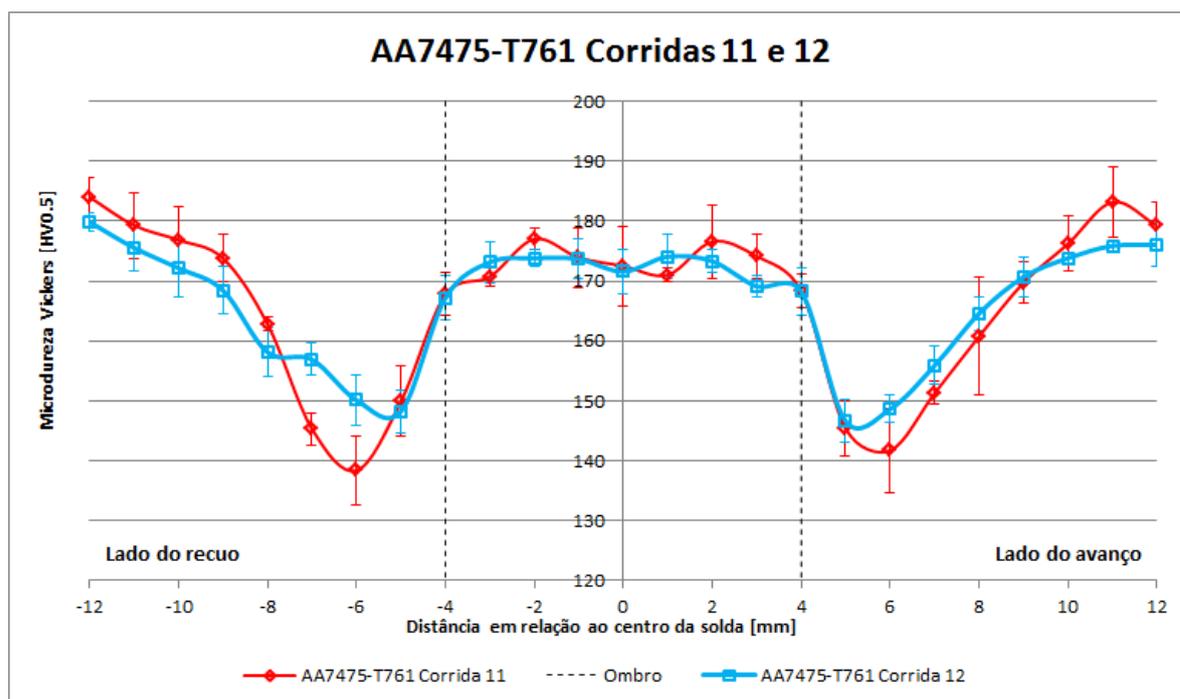
Fonte: Autor.

Observando-se a região central da solda, ou seja, o ponto zero, nota-se que há diferença entre as corridas. Para a corrida 12 obteve-se 146 ± 4 HV, enquanto que na corrida 11 obteve-se 136 ± 2 HV. Ainda observando esta região central, agora porém, de maneira mais ampla, tomando a porção que compreende quase totalmente o diâmetro do ombro (no eixo X, cota -3 até 3 mm), nota-se que para ambos os casos há um patamar. Para a corrida 12 a média destes valores é 144 ± 2 HV, enquanto que para a corrida 11 a média é 135 ± 2 HV. Em termos gerais, o que se observa é uma redução da microdureza quando considera-se a solda a quente em relação a solda fria e a isto atribui-se o ciclo térmico que o material experimenta, pois estas ligas de alumínio tem uma estrutura complexa de precipitados finos que podem crescer na ZTA e/ou ZTMA ou dissolver na ZM, reduzindo a dureza e a resistência mecânica.

Observando-se a Figura 88, referente a liga AA7475-T761, nota-se que para ambas as corridas o perfil de microdureza é similar a letra “W”, porém com um patamar na região central com durezas bem próximas ao metal base, ou seja, a queda da microdureza é mais pronunciada na região ao lado do ombro, mas não congruente a ele. Assim, analisando-se o ponto central nota-se que a microdureza é praticamente a mesma para ambos os casos, sendo

que na corrida 12 (solda fria) encontrou-se 172 ± 4 HV, enquanto que na corrida 11 (solda fira), 173 ± 7 HV. Estes valores são muito próximos a microdureza original encontrada no metal base de aproximadamente 180 ± 3 HV.

Figura 88 – Perfil de microdureza Vickers, medida superficial, corridas 11 e 12 da liga alumínio AA7475-T761



Fonte: Autor.

Analogamente a liga AA2024-T3, ao analisar o patamar de microdureza na região que compreende o ombro excluindo as bordas (no eixo X, cota -3 até 3 mm), este possui praticamente o mesmo valor para ambos os casos. Para a corrida 12, a média destes valores é 173 ± 2 HV, ao passo que para a corrida 11, 172 ± 2 HV. Este resultado, considerando as condições de contorno deste experimento, dá indícios que independentemente do parâmetro de solda utilizado, estes não influenciam esta região, onde há recuperação da microdureza original.

Buscando-se pelos valores mínimos de microdureza, nota-se 138 ± 4 HV no lado do recuo para a corrida 11 (solda quente), enquanto que para a corrida 12 (solda fria) nota-se 147 ± 4 HV no lado do avanço, ou seja, na solda quente houve maior perda de microdureza quando comparada com a solda fria. Aqui também observa-se que o ponto 138 ± 4 HV da corrida 11 ocorre 6 mm afastado do centro no lado do recuo, e que na corrida 12 o ponto 147 ± 4 HV ocorre a 5 mm do centro da solda, porém no lado do avanço.

Independentemente do lado em que ocorreu o menor valor de microdureza, ao comparar o perfil completo entre as corridas observa-se que há uma tendência que o vale da ZTA seja mais extenso na solda quente. Este comportamento é atribuído ao nível de temperatura durante a solda, cujos valores estão expostos na Tabela 25 do capítulo 4.3.3. A liga AA7475-T761 possui diversos precipitados de característica metaestável, que incrementam as propriedades mecânicas. Entretanto, o de maior relevância é o $MgZn_2$, e sua temperatura solidus, de acordo diagrama binário de fases MgZn do ASM Handbook Volume 3 (1992), é 381 °C. Esta temperatura é superior as temperaturas observadas com a câmera térmica, porém vale ressaltar que as medições foram superficiais. Desta forma, é possível inferir, baseado nos resultados de Hwang et al. (2008), que a temperatura do processo (na região do pino, sob o ombro) chegou próxima à temperatura solidus. Isto possivelmente afetou a distribuição dos precipitados. Por serem metaestáveis e por haver proximidade entre a temperatura de processo e a solidus, se fez com que houvesse crescimento indesejado dos grãos na ZTA, reduzindo a dureza.

Assim, este decréscimo na microdureza observado nas ligas AA2024-T3 e AA7475-T761 pode ser explicado com base no ciclo térmico que o material experimenta, pois estas ligas de alumínio têm uma microestrutura complexa de precipitados finos, que podem crescer (ZTA e/ou ZTMA) ou até serem dissolvidos (ZM) durante o aquecimento/resfriamento, reduzindo a dureza e conseqüentemente a resistência mecânica. Possivelmente a estrutura de precipitados finos foi dissolvida nesta região central, fruto do efeito da deformação plástica imposta pela ferramenta, do conseqüente efeito térmico, e da recristalização.

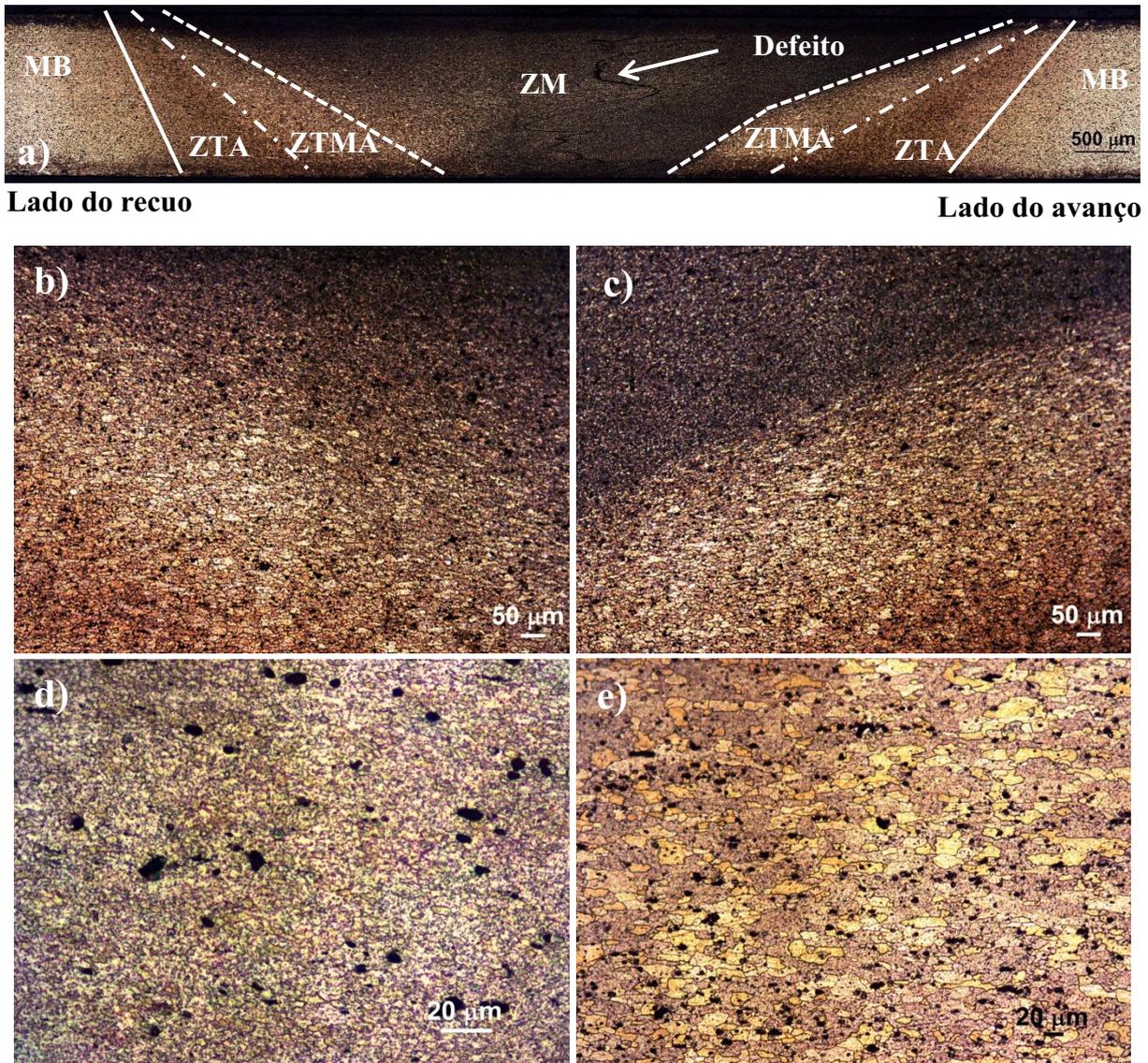
4.5 METALOGRAFIA

As macrografias obtidas, conforme a Figura 89, Figura 90, Figura 91 e Figura 92 apresentam o perfil típico de uma solda por atrito linear (FSW), ou seja, apresentam o contorno cônico do pino da ferramenta bem delineado, de formato assimétrico e mais estendido em direção ao lado do avanço. Observa-se na Figura 89 todas as zonas da solda, devidamente identificadas: ZM, ZTMA, ZTA e MB. Também é possível observar a região em que atuou o ombro da ferramenta, que coincide com a intersecção da superfície superior da chapa com a linha tracejada que delimita a ZM. Na Figura 90, Figura 91 e na Figura 92 também observa-se nitidamente o perfil típico de uma solda por atrito linear, estando lá identificadas as diferentes zonas. Nota-se que para todos os casos a identificação região de interface entre a ZM e a ZTMA no lado do recuo não é tão direta como no lado do avanço, e

isso deve-se a rotação da ferramenta e o avanço da ferramenta, que geram turbulência e vórtices nesta região. Ainda na micrografia da Figura 90 é possível observar a formação de anéis concêntricos na zona de mistura (ZM), similarmente ao observado por Krishnan (2002). Krishnan (2002) atribuiu este fenômeno ao aquecimento por atrito gerado pela rotação e pelo avanço da ferramenta, responsável por extrudar o material no entorno do pino em direção ao lado do recuo.

A Figura 89 é dividida em uma macrografia e outras quatro micrografias, e esta estrutura de apresentação das imagens foi mantida na Figura 90, Figura 91 e na Figura 92. Ela mostra nos itens b) e c) uma micrografia ampliando a interface entre a ZTMA e a ZTA, no lado do recuo e do avanço da ferramenta, respectivamente, onde nota-se a diferença entre o tamanho de grão nas diferentes zonas. Nesta interface é possível observar grãos distorcidos e alongados, sugerindo que sofreram deformação plástica e ciclo térmico moderados, corroborando com o exposto no parágrafo 2.2.1.2. A micrografia do item d) apresenta a região da zona de mistura (ZM), onde nota-se a presença de grãos finos e equiaxiais, típicos de uma estrutura recristalizada, corroborando com Mishra e Ma (2005). E no item e) apresenta-se a microestrutura presente no metal base, que quando comparada com a microestrutura da ZTMA (Figura 89, itens b) e c) apresenta grãos mais ordenados e uniformes, típicos do material que não experimentou nenhum ciclo térmico ou deformação plástica.

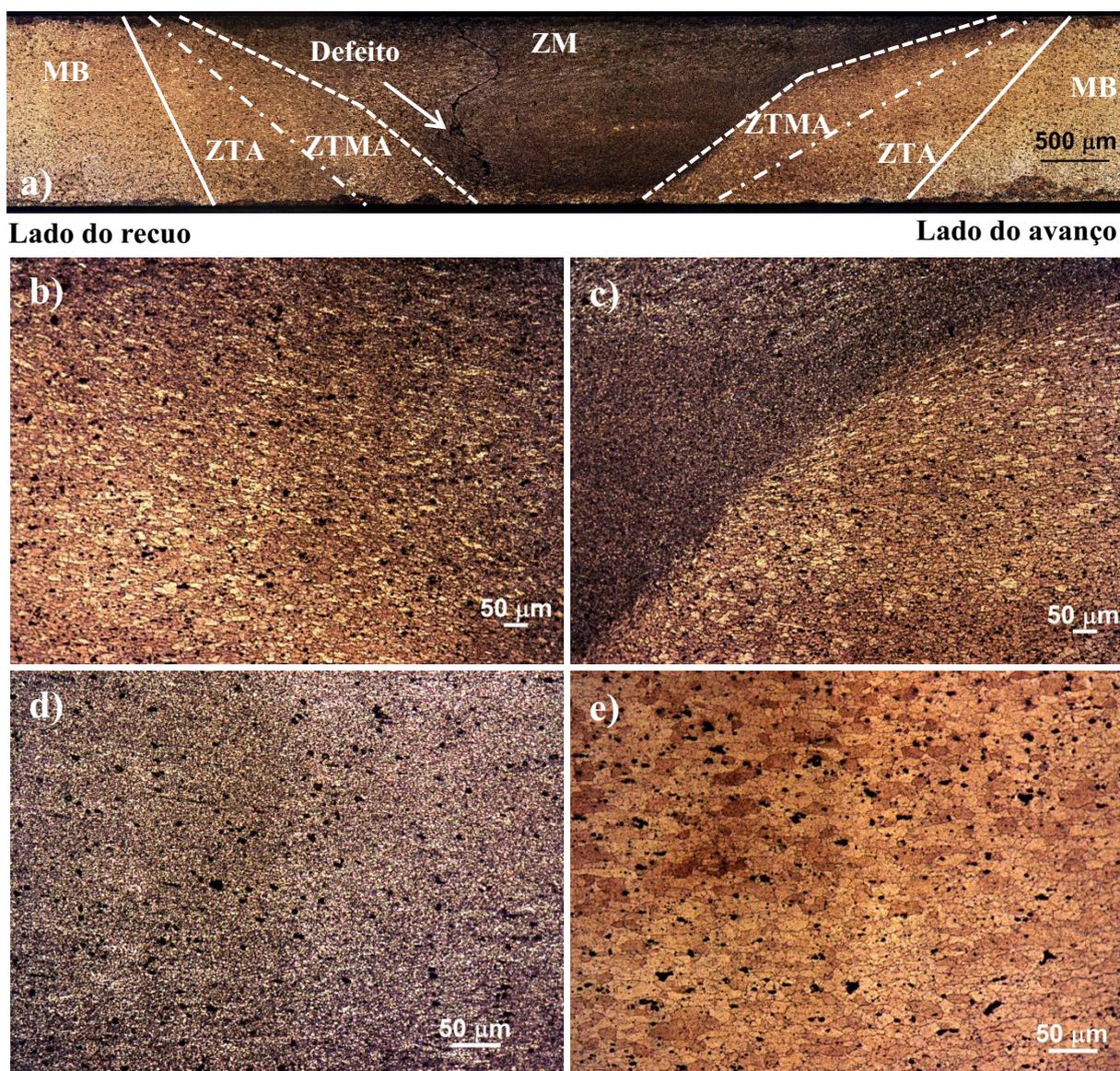
Figura 89 – Macrografia e micrografia da liga AA2024-T3, corrida 11



Fonte: Autor.

A Figura 90 apresenta as imagens para a corrida 12 da liga AA2024-T3. Na macrografia, item a), estão identificadas as diferentes zonas da solda, conforme mencionado anteriormente. Nos itens b) e c), apresentam-se a região de interface entre a ZTA e a ZTMA, lado do recuo e lado do avanço, respectivamente. No item d) apresenta-se a micrografia da ZM. E no item e) apresenta-se a região do metal base.

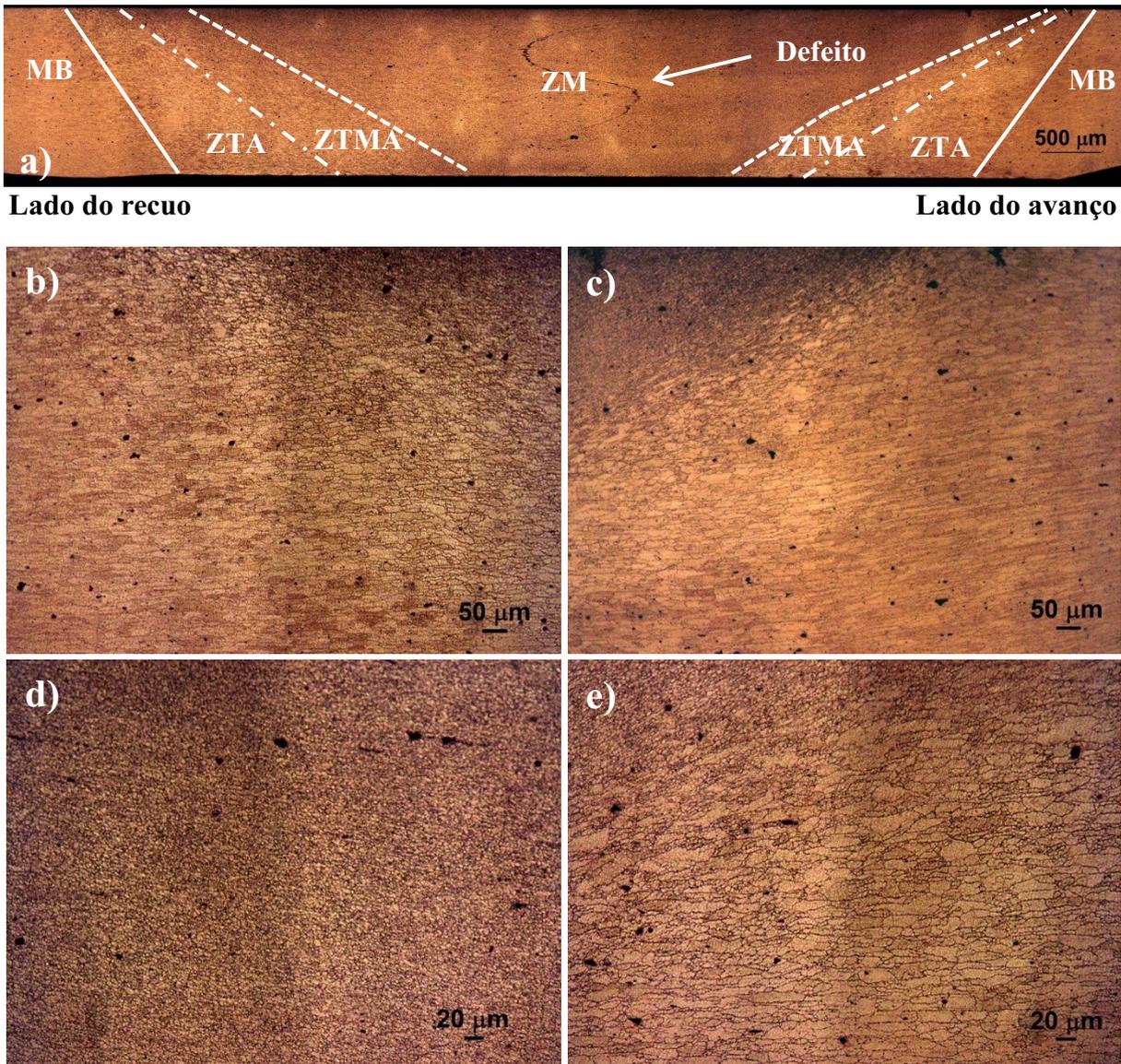
Figura 90 – Macrografia e micrografia da liga AA2024-T3, corrida 12



Fonte: Autor.

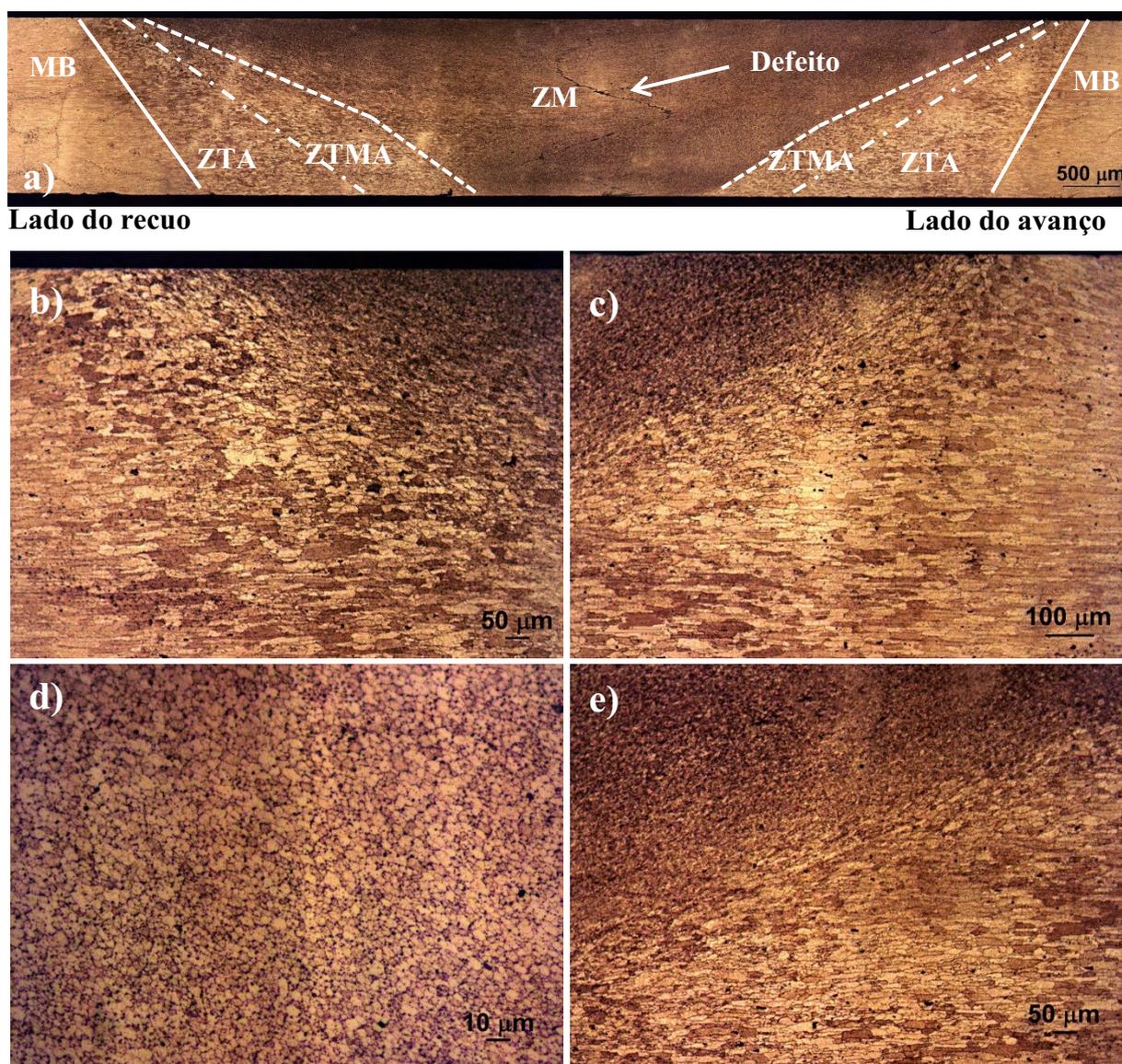
As Figura 91 e Figura 92 apresentam as imagens para as corridas 11 e 12, respectivamente, da liga AA7475-T761. Na macrografia de ambas as corridas, item a), estão identificadas as diferentes zonas da solda, porém não com tanto contraste como para a liga AA2024-T3. Nos itens b) e c), apresentam-se a região de interface entre a ZTA, a ZTMA e MB, lado do recuo e lado do avanço, respectivamente. No item d) apresenta-se a micrografia da ZM. E no item e) apresenta-se em mais detalhe a região da interface entre a ZTA e a ZTMA.

Figura 91 – Macrografia e micrografia da liga AA7475-T761, corrida 11



Fonte: Autor.

Figura 92 – Macrografia e micrografia da liga AA7475-T761, corrida 12



Fonte: Autor.

4.5.1 Discussão

Observa-se para os quatro casos mencionados anteriormente que há algumas semelhanças no comportamento da microestrutura após o processo de solda por atrito linear. Em todos eles há na região central um defeito, classificado por Threadgill (2007) como defeito na linha da solda, onde remanesce, mesmo após intensa deformação plástica, uma parte da interface entre as chapas. Este defeito é chamado de resíduo na interface da solda. A este comportamento pode-se atribuir a presença de óxido de alumínio nesta região, bem como resquícios da contaminação que ocorreu durante a etapa de corte das chapas. Conforme Rai et

al. (2011) também é possível atribuir este defeito a geometria do pino, que por ser liso, possui baixa área superficial se comparada com um pino roscado, não movimentando suficientemente o material plastificado para promover quebra do filme óxido e mistura homogênea. Nota-se também, como já mencionando anteriormente, o perfil tipo cone, acompanhando o formato do pino da ferramenta, identificando de maneira unívoca por onde ela passou deformando plasticamente o material e gerando o cordão de solda. A região central, ou zona de mistura, apresenta-se para todos os casos com uma estrutura de grãos finos recristalizados e equiaxiais, sendo possível visualizar este fenômeno com bastante clareza no item d) da Figura 92.

Em relação a extensão do efeito do calor na microestrutura, é possível notar uma leve diferença entre as corridas 11 e 12 da liga AA2024-T3. A corrida 11 apresenta uma área mais extensa em relação a corrida 12, e este fato deve-se ao maior aporte térmico durante o processo de solda. A ferramenta permanece mais tempo no mesmo lugar, aumentando a temperatura e conseqüentemente aumentando a área afetada pelo calor, ou seja, aumentando a ZTA. Na liga AA7475-T761 este efeito não é observado de forma tão pronunciada. Porém, nesta liga é possível observar com maior clareza, na região de interface entre a ZTMA e a ZTA os grãos distorcidos e alongados (itens b) e c) da Figura 92), conseqüência da deformação plástica que o material experimentou durante a solda.

Nota-se também na região contígua a ZTMA, a ZTA, o crescimento grosseiro do grão, pois esta região experimenta toda a temperatura gerada pelo atrito da ferramenta com o material a ser soldado, porém nenhuma deformação plástica. No item b) da Figura 92, no item b) da Figura 91 e no item c) da Figura 90 observa-se a grande diferença entre o tamanho de grão da ZM e da ZTA, sugerindo que, em um caso de solicitação mecânica desta junta, o ponto mais frágil será justamente a ZTA, pois esta é a região em que alterou-se as propriedades mecânicas (conforme apresentado no capítulo 4.4) e também a microestrutura comparativamente com as propriedades originais do metal base. Porém, devido a este defeito do tipo resíduo na interface da solda encontrado na ZM, é possível inferir que o início do rompimento do corpo de prova de tração dar-se-á neste defeito, pois ele será o caminho de mínima energia necessária para romper as ligações metálicas já reduzidas por conta do defeito.

4.6 TENSÃO RESIDUAL

Em Setembro de 2016 mediu-se as tensões residuais, 14 meses após a execução das soldas, tempo suficiente para que houvesse envelhecimento natural na região da solda, característica inerente às ligas de alumínio AA2024-T3 e AA7475-T761 estudadas neste trabalho. O objetivo deste tempo é eliminar esta variável do envelhecimento, assim como fez Buglioni et al. (2015). As corridas utilizadas foram a 27 e a 28 das ligas de alumínio anteriormente mencionadas, e a medição ocorreu na superfície superior da solda, assim como a microdureza, porém sem nenhum tipo de preparação no corpo de prova soldado, evitando, assim, interferências no resultado.

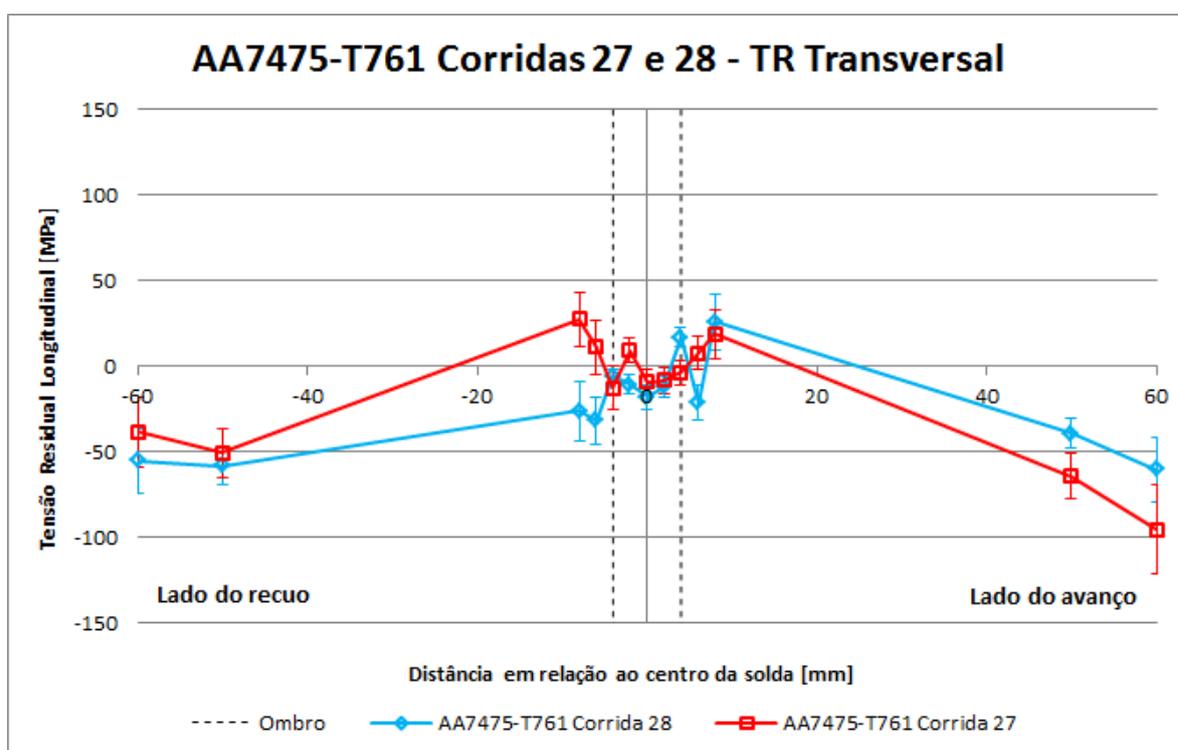
É importante ressaltar que os parâmetros rotação e velocidade de avanço utilizados neste trabalho foram baseados na pesquisa de Rajakumar e Balasubramanian (2012). Porém, a geometria da ferramenta e a espessura da chapa eram diferentes, e não encontrou-se trabalho similar na literatura disponível para consulta.

Os resultados são apresentados de duas maneiras: tabelas e gráficos. Apresentam-se neste capítulo os gráficos que foram gerados a partir das tabelas. As tabelas estão apresentadas no APÊNDICE E.

A seguir apresentam-se a Figura 93 e a Figura 94, referente as tensões residuais transversais e longitudinais respectivamente, das corridas 27 (solda quente) e 28 (solda fria) da liga AA2024-T3. Nota-se na Figura 93 que, para a corrida 28, as tensões residuais transversais são trativas em uma região ligeiramente maior que o diâmetro do ombro da ferramenta, enquanto que os demais pontos fora da região da solda apresentam valores negativos, ou seja, tensão residual compressiva. Já para a corrida 27 nota-se apenas um ponto de tensão trativa, no lado do avanço, justamente a uma distância que corresponde ao raio do ombro, e os demais pontos todos no campo compressivo. Exceto para este ponto isolado de tensão trativa mencionado, ao avaliar o perfil de tensão residual transversal de ambas as corridas nota-se um patamar próximo a 50 MPa para a corrida 28, enquanto que para a corrida 27 este valor está próximo a -25 MPa. Agora observando-se a Figura 94 das tensões residuais longitudinais, nota-se a formação do perfil M, perfil este encontrado por diversos pesquisadores, entre eles Altenkirch et al. (2009a), Deplus et al. (2011), Donne et al. (2001) e Dada e Cornish (2013). Interessante observar que para ambas as corridas o pico de tensão residual trativa ocorre no lado do avanço, uma vez que na corrida 28 este ocorre 6 mm afastado da linha de centro com valor 45 ± 8 MPa, enquanto que na corrida 27 ele ocorre a 4 mm, exatamente na periferia do ombro com valor 81 ± 8 MPa.

Seguindo a análise, apresentam-se a Figura 95 e a Figura 96, referente as tensões residuais transversais e longitudinais, respectivamente, das corridas 27 (solda quente) e 28 (solda fria) da liga AA7475-T761. Nota-se na Figura 95 que, para a corrida 27 o ponto de maior tensão residual trativa, com valor 28 ± 16 MPa, ocorreu 8 mm afastado em relação a linha de centro da solda, no lado do recuo, enquanto que para a corrida 28 este ponto ocorreu no lado do avanço, com valor 26 ± 17 MPa, também a 8 mm da linha de centro da solda. Analisando-se a região central nota-se que praticamente não há diferença dos valores de tensão residual entre as corridas, valores estes que estão muito próximos a zero ou até menores, passando para o campo compressivo.

Figura 95 - Tensão residual transversal, corridas 27 e 28, liga AA7475-T761

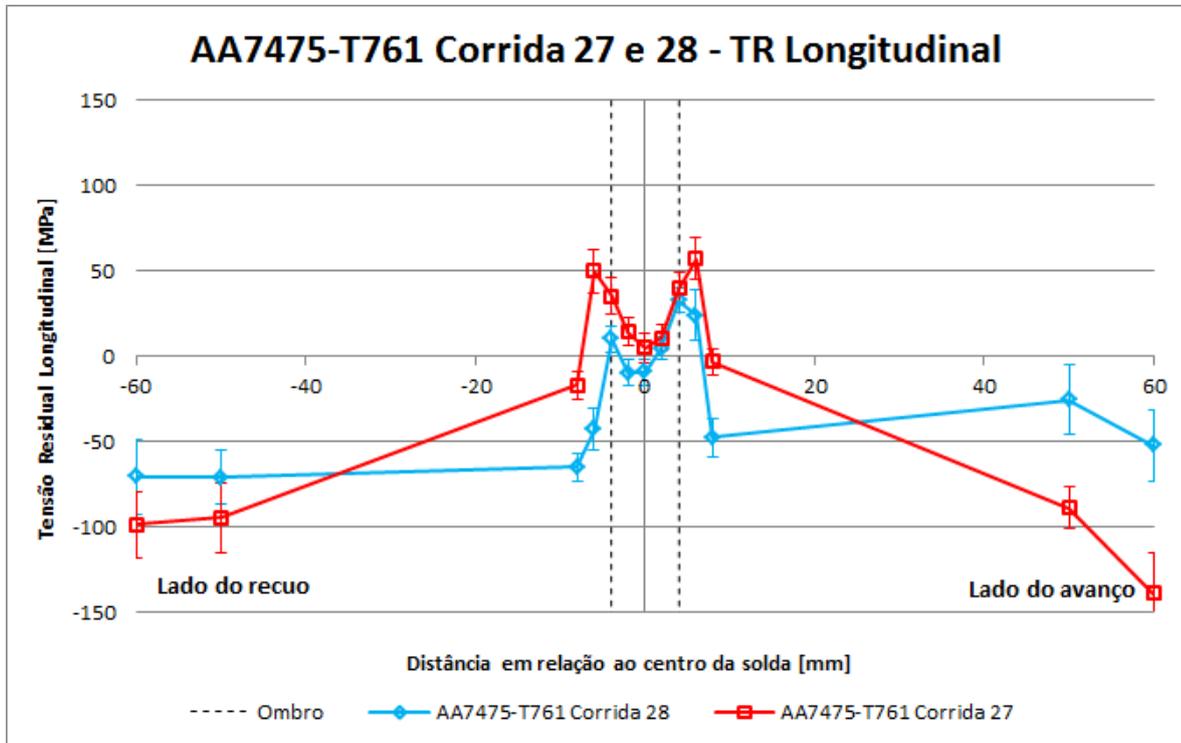


Fonte: Autor.

Já na Figura 96 apresentam-se os valores de tensão residual longitudinal para a liga AA7475-T761. Analogamente a liga AA2024-T3, as maiores tensões residuais no campo trativo ocorreram no lado do avanço e ambas as corridas apresentaram o perfil M. A corrida 27 apresentou este valor máximo a 6 mm de distância do centro da solda, com 57 ± 12 MPa, enquanto que a corrida 28 teve seu ponto máximo de tensão residual a 4 mm do centro da solda, coincidente com a borda externa do ombro, e de valor 33 ± 9 MPa. Nota-se, assim como para tensão residual transversal, que os pontos afastados da região da solda apresentam

tensões residuais no campo compressivo, condizente com o processo de laminação, responsável pela introdução destas tensões na fabricação das chapas.

Figura 96 – Tensão residual longitudinal, corridas 27 e 28, liga AA7475-T761



Fonte: Autor.

4.6.1 Discussão

De modo geral, estes valores de tensão residual transversal e longitudinal encontrados para ambas as corridas são baixos quando comparados com os trabalhos de Altenkirch et al. (2009a), Deplus et al. (2011), Donne et al. (2001) e Dada e Cornish (2013). Estes pesquisadores encontraram aproximadamente os seguintes valores de máxima tensão residual longitudinal: 180 MPa, 100 MPa, 100 MPa e 140 MPa, respectivamente. Cabe mencionar também os valores de tensão residual apresentados na Tabela 6, valores estes quase todos acima de 100 MPa.

Comparando-se o maior valor de tensão residual longitudinal encontrado (81 MPa na corrida 27 da liga AA2024-T3 e 57 MPa na corrida 27 da liga AA7475-T761) com o limite de resistência apresentado na Tabela 8 e na Tabela 10 (483 MPa para a liga AA2024-T3 e 517 MPa para a liga AA7475-T761), encontra-se que para a liga de alumínio AA2024-T3 esta relação é aproximadamente 17% do limite de resistência e que para a liga de alumínio

AA7475-T761, esta relação é 11%. Caso a comparação seja feita com o limite de escoamento (345 MPa para a liga AA2024-T3 e 448 MPa para a liga AA7475-T761), estes valores sobem para aproximadamente 23% para a liga AA2024-T3 e 13% na AA7475-T761. Assim, nota-se que os valores de tensão residual longitudinal encontrados são baixos quando comparados com os limites de escoamento e resistência de ambas as ligas. Portanto, sob uma ótica de projeto de componente, identifica-se a janela de parâmetros deste estudo como interessante para avaliação em possível aplicação na fabricação de componentes.

Nota-se que os desvios encontrados para os valores de tensão residual são relativamente altos. A este comportamento atribuiu-se a dificuldade em posicionar as chapas de modo totalmente plano, visto que todas elas apresentavam empenamento, função do ciclo térmico que experimentaram e consequente inserção de tensão residual. Ainda pode-se atribuir os altos desvios à rugosidade da chapa, seja no cordão, seja ao lado dele. A rugosidade acaba agindo como dispersor dos raios difratados, já que a medição ocorre poucos microns abaixo da superfície.

Porém, faz-se necessário pontuar que esperavam-se alguns comportamentos baseados na literatura, sendo que alguns aconteceram e outros não.

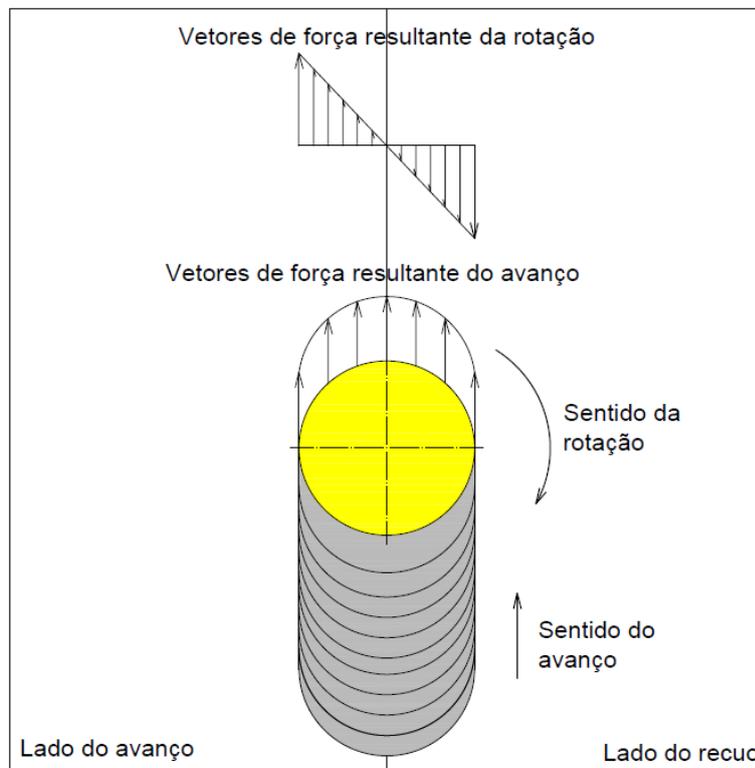
Iniciando pelos comportamentos que não aconteceram conforme esperado cita-se a tensão residual transversal ligeiramente maior que a longitudinal para a corrida 28 de ambas as ligas, onde o esperado era a tensão residual longitudinal maior que a transversal. Baseando-se no experimento de Prevéy (1986b) isto possivelmente ocorreu por influência da etapa de limpeza mecânica das chapas contaminadas, que introduziu tensões residuais no sentido transversal, visto que a direção de rotação da escova e a direção de medição da tensão residual transversal são as mesmas.

Outro comportamento esperado era que as tensões residuais longitudinais para a chamada solda fria (corrida 28) fossem maiores do que a chamada solda quente (corrida 27), visto que, segundo Dada e Cornish (2013) e Buglioni et al. (2015), o aumento da tensão residual longitudinal está relacionado com o aumento da velocidade de avanço. Entretanto, é importante notar que a janela de parâmetros de solda, a espessura das chapas e a geometria da ferramenta destes dois trabalhos citados são diferentes deste trabalho. A rigor, analisando o critério definido por Vilaça e Thomas (2011), todas as soldas deste trabalho presente seriam enquadradas como soldas quentes. A decisão pela utilização do conceito solda quente/fria, dentro dos limites deste experimento, foi com objetivo de guiar o andamento do trabalho para as duas condições mais críticas. Assim, julga-se que estas diferenças encontradas podem ser consideradas sem tanta relevância, pois dentro de uma visão macro do processo é possível

inferir que a solda quente tende a introduzir menor campo de tensão residual trativa ao término do processo.

Complementando, agora com os comportamentos que ocorreram conforme eram esperados, cita-se a obtenção do perfil M, muito característico deste processo de solda por atrito linear, e amplamente divulgado e publicado por outros pesquisadores. E também a observação da tensão residual longitudinal com maior valor sempre encontrado no lado do avanço. A razão para estes comportamentos dá-se pela avaliação dos componentes vetoriais envolvidos durante o processo de solda.

Figura 97 – Campo vetorial de forças durante a solda, sem escala



Fonte: Autor.

A Figura 97 apresenta o campo vetorial de forças resultantes da ação da rotação e da velocidade de avanço durante a solda, sendo o ombro representado pela área amarela e a solda já executada a área cinza. Nota-se que no lado do avanço os vetores de força resultante do avanço da ferramenta e da rotação tem o mesmo sentido, e no lado do recuo eles tem sentidos opostos. Assim, no lado do avanço soma-se os vetores resultantes da rotação e do avanço, enquanto que no lado do recuo eles subtraem-se. Deste modo, pode-se inferir que a tensão residual longitudinal está relacionada com este comportamento dos vetores e que o lado mais

afetado será sempre o lado do avanço. É interessante também notar que na região central do perfil de tensão residual, os valores são mais baixos do que nas extremidades, corroborando com o exposto anteriormente. Isto é, o vetor de força resultante da rotação tende a zero nesta região central, restando apenas o vetor de força resultante do avanço da ferramenta, desta forma, reduzindo a tensão residual longitudinal e apresentando-se o perfil M.

Durante a solda por atrito linear (FSW) ocorrem pelo menos três mecanismos diferentes que podem afetar a tensão residual. São eles a deformação mecânica imposta pela ferramenta, seguida do aporte térmico devido ao atrito da ferramenta com a chapa a ser soldada e a recristalização da microestrutura remanescente pós solda e resfriamento da peça. Estes mecanismos ocorrem simultaneamente e interagem entre si. O efeito da deformação mecânica foi explicado anteriormente, fruto da ação dos vetores de força, mas o efeito térmico está intimamente ligado a ele, assim como a recristalização. Isto é, quanto maior a deformação imposta, menor será o grão, diminuindo-se a densidade de discordâncias e posteriormente formando grãos recristalizados. Entretanto, maior deformação plástica também enseja maior aporte térmico, que por si resulta em crescimento demasiado do grão recristalizado durante a solda. Aqui tem-se uma clara concorrência entre os fenômenos. Portanto, levando-se em consideração que os parâmetros utilizados podem ser todos enquadrados como solda quente no critério definido por Vilaça e Thomas (2011), a alta relação entre rotação e velocidade de avanço possibilitou a ferramenta que permanecesse por mais tempo em uma mesma posição, aumentando a temperatura e conseqüentemente aquecendo mais a região da solda. Levando-se também em consideração o que foi exposto no capítulo 2.4.3, onde atribuiu-se a presença da tensão residual trativa principalmente devido a deformação plástica compressiva do material que está ao redor da ferramenta, pode-se inferir que o aumento da temperatura nesta região facilitou a execução da solda, exigindo menos força no avanço da ferramenta, e que durante o resfriamento, devido ao material estar mais aquecido, o resfriamento foi mais lento, e conseqüentemente a tensão residual trativa ficou reduzida. Porém, em detrimento desta condição, devido a estas ligas de alumínio terem alta condutividade térmica (que requer maior aporte térmico), elas também tem alta expansão térmica, o que causa maiores deformações pós solda, cujo comportamento foi observado em todos os corpos de prova de solda.

4.7 TRAÇÃO E FRACTOGRAFIA

4.7.1 Resultados do ensaio de tração

Os resultados dos ensaios de tração estão apresentados na Tabela 26, juntamente com a eficiência da junta, utilizando o valor de limite de resistência do metal base. Importante salientar o bom resultado obtido em relação a eficiência das juntas, mesmo observando-se as soldas com defeito do tipo resíduo na interface da solda, possivelmente devido a presença de óxido de alumínio na interface soldada, por estas chapas apresentarem-se corroídas após contaminação do fluido de corte na etapa anterior de corte, e também devido à geometria lisa do pino.

Tabela 26 – Resultados do ensaio de tração e eficiência da solda

		Região de falha	e (%)	S _{LR} (MPa)	Eficiência (%)
AA2024-T3	Metal base	-	16,2	514	-
	Corrida 11 CP2	ZM	5,4	469	91
	Corrida 11 CP3	ZM	5,2	474	92
	Corrida 12 CP1	ZM	2,1	376	73
	Corrida 12 CP2	ZM	0,5	151	29
	Corrida 12 CP3	ZM	1,9	414	81
	AA7475-T761	Metal base	-	12,3	635
Corrida 11 CP1		ZTA	7,1	472	74
Corrida 11 CP2		ZM	5,0	470	74
Corrida 11 CP3		ZTA	8,5	540	85
Corrida 12 CP1		ZM	2,2	415	65
Corrida 12 CP2		ZM	5,9	535	84
Corrida 12 CP3		ZM	2,4	467	74

Fonte: Autor.

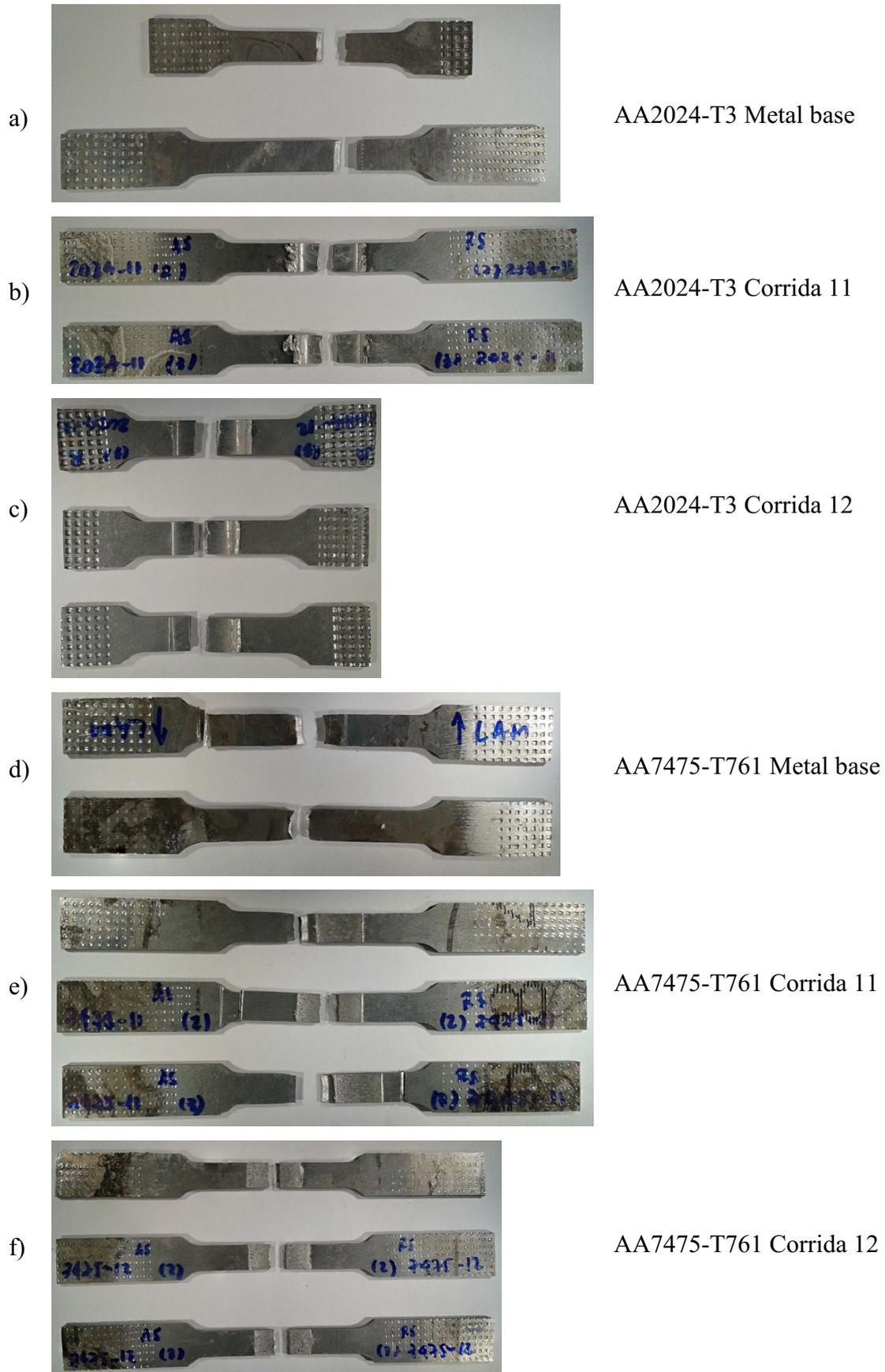
O resultado obtido é muito interessante, principalmente para a liga AA2024-T3, onde obteve-se a eficiência máxima, com 92% no CP3 da corrida 11. Observando-se o valor do CP2, corrida 12, é possível descartá-lo, pois durante o ensaio houveram dificuldades na fixação nas garras da MTS, lembrando que para esta corrida o CP utilizado tinha dimensões não padronizadas pela norma ASTM E8/E8M (2016).

Observando-se os resultados obtidos para a liga AA7475-T761, nota-se valores de eficiência menores quando comparados com a liga AA2024-T3, mas ainda assim são bons

valores. Na corrida 11 obteve-se a máxima eficiência no CP3, com 85%. Já para a corrida 12, no CP2, obteve-se praticamente a mesma eficiência, 84%.

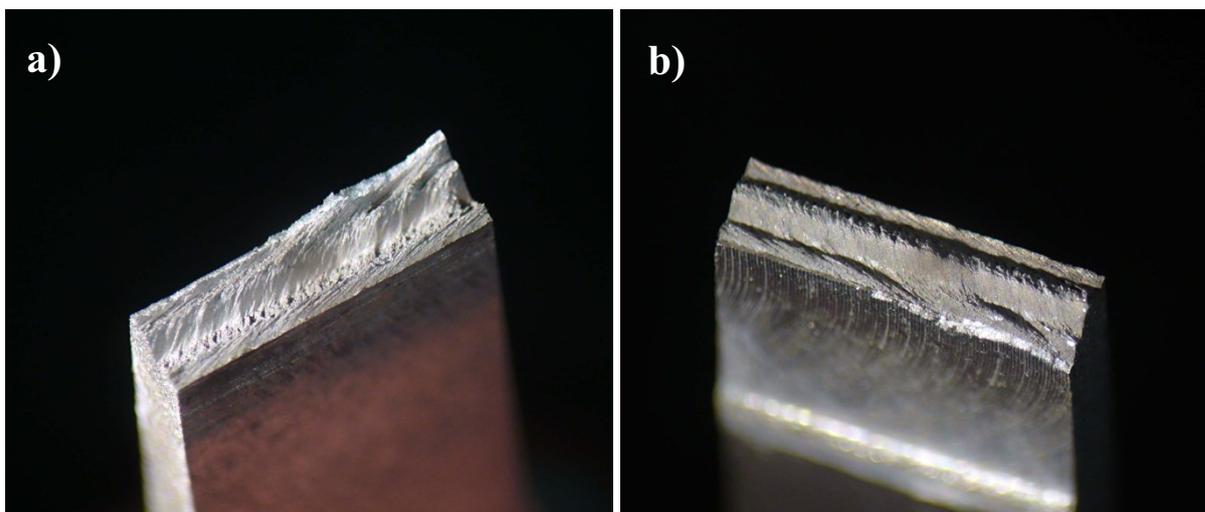
Apresentam-se na Figura 98 os corpos de prova após o ensaio de tração. Verifica-se que a maioria dos CPs soldados por atrito linear falhou de maneira frágil e na região central (zona de mistura) da solda, possivelmente influenciado pelo defeito encontrado na etapa da metalografia. O defeito na linha da solda cria um caminho de mínima energia para que ocorra o rompimento do CP, fazendo com que o limite de resistência seja menor. Para melhor visualizar este efeito, montou-se a Figura 99, correspondente a liga AA2024-T3, corrida 12. Nela apresenta-se a superfície de falha do corpo de prova em detalhe, e evidencia-se que a falha efetivamente ocorreu na linha de defeito da solda, pois não observa-se uma superfície plana de falha e sim uma superfície com picos e vales.

Figura 98 – Corpos de prova após ensaio de tração



Fonte: Autor.

Figura 99 – Corpo de prova após ensaio de tração, detalhe da região de falha (a) e (b)



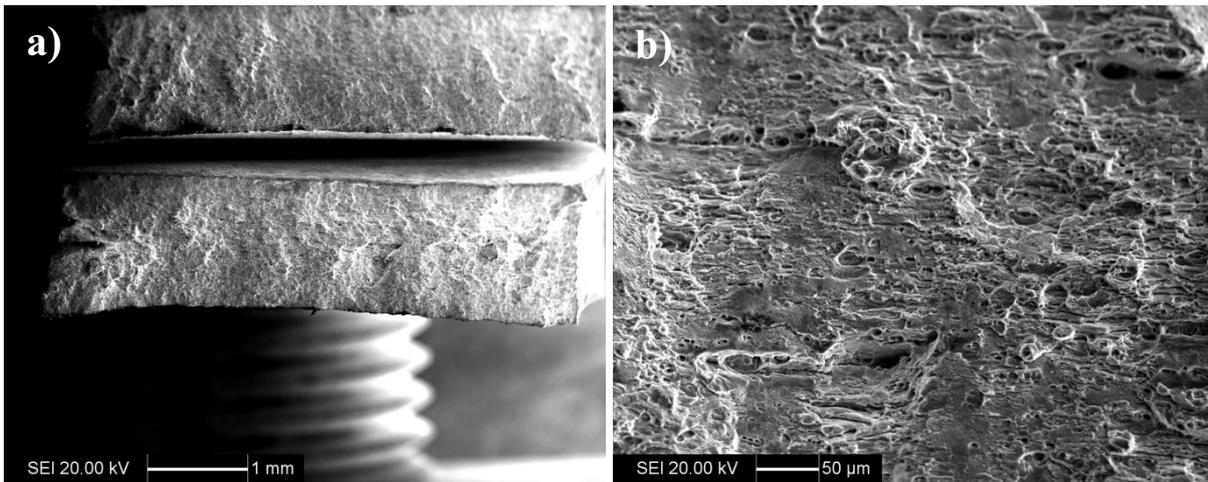
Fonte: Autor.

4.7.2 Resultados da fractografia

Realizou-se a fractografia na liga de alumínio AA7475-761, corrida 11, pois esta apresentou comportamentos distintos durante o ensaio de tração, ou por outra, um CP rompeu na zona de mistura, enquanto que outro dois na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA). E para complementar esta análise, avaliou-se também o CP retirado do metal base.

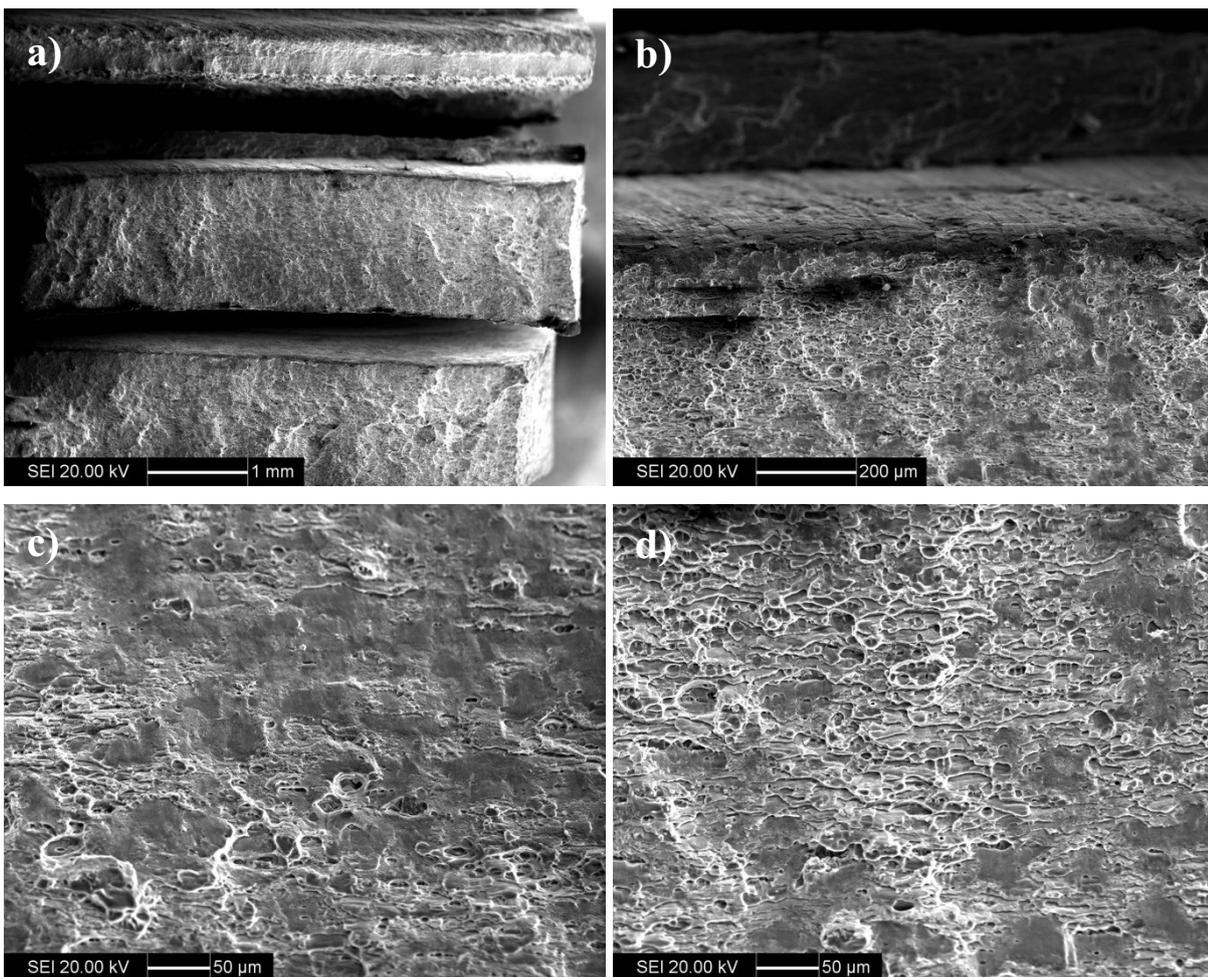
Iniciando pelo CP retirado do metal base, apresenta-se na Figura 100, item a), a superfície de fratura, e no item b), a mesma região, porém com maior ampliação. Em seguida tem-se a Figura 101, representando o CP que falhou na ZTA. No item b) da Figura 101 observa-se em detalhe o plano de fratura do CP, e nos itens c) e d), este mesmo plano com maior ampliação. Por fim, a Figura 102 representa o CP que falhou na ZM. Nesta figura escolheu-se uma região e foram feitas subsequentes ampliações, iniciando pelo item b) e passando pelos itens c) e d), concluindo no item e). O item f) da Figura 102 representa uma região próxima a da imagem do item d).

Figura 100 – MEV na liga de alumínio AA7475-T761, metal base



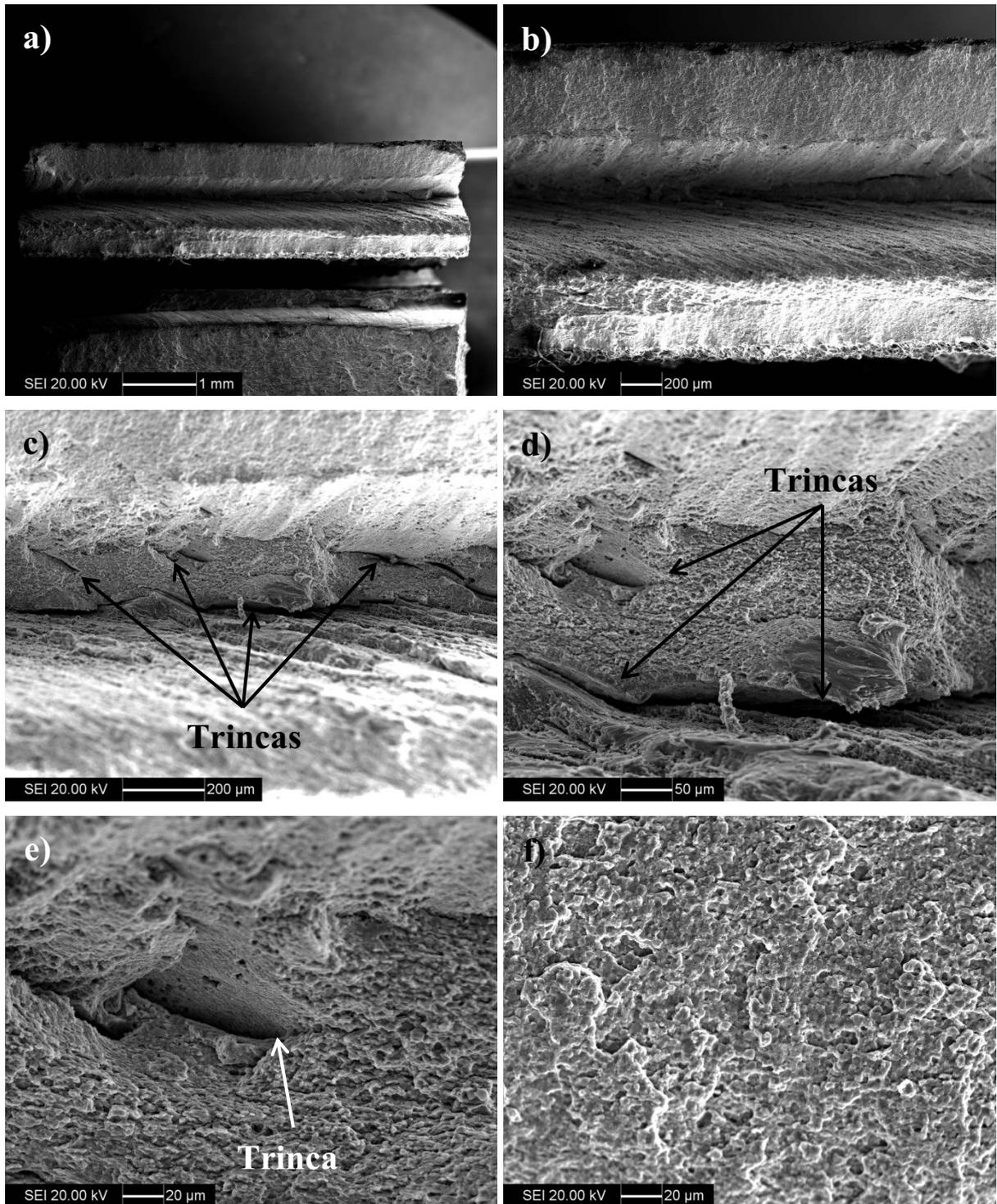
Fonte: Autor.

Figura 101 – MEV na liga de alumínio AA7475-T761, falha na ZTA



Fonte: Autor.

Figura 102 – MEV na liga de alumínio AA7475-T761, falha na ZM



Fonte: Autor.

4.7.3 Discussão

No capítulo 4.5.1, discutiu-se sobre a possibilidade do CP de tração romper na zona de mistura (ZM) da solda, devido ao defeito encontrado durante a metalografia. Este

comportamento foi observado em praticamente todos os CPs de tração que foram retirados do cordão de solda, exceto o CP3 da liga AA7475-T761, corrida 11, que falhou na ZTA. Também esperava-se que os corpos de prova de tração para a solda quente (Corrida 11) apresentassem valores menores para o limite de resistência, pois estas soldas tem um histórico de maior aporte térmico se comparada com a corrida 12 (solda fria), o que levaria a dissolução dos precipitados na ZM e aumento do tamanho do grão na ZTA. Porém, neste caso não observou-se este comportamento. O valor médio da tensão limite de resistência encontrada para a liga AA2024-T3, corrida 11 foi $471,5 \pm 2,5$ MPa, enquanto que para a corrida 12, $395 \pm 2,5$ MPa. Já para a liga AA7475-T761, corrida 11, encontrou-se 494 ± 32 MPa, e para a corrida 12, 472 ± 49 MPa. Assim, devido ao defeito encontrado em todas as metalografias, infere-se que este teve efeito deletério no ensaio de tração, influenciando diretamente o resultado, pois o defeito tornou-se o caminho de mínima energia necessária para o rompimento do corpo de prova. Na Figura 99 apresenta-se um exemplo de CP de tração que rompeu na ZM, onde observa-se nitidamente que o rompimento aconteceu na linha de defeito da solda, com os picos e vales de cada metade do CP.

Devido aos CP3 e CP2 da corrida 11 da liga AA7475-T761 terem falhado tanto na ZTA, quanto na ZM, respectivamente, utilizou-se estes para fractografia da superfície de falha, além de analisar o MB para servir como referência. Na Figura 100, item b), é possível notar a presença de alvéolos (dimples), sugerindo uma fratura dúctil deste CP. Este comportamento é esperado, visto que esta região do material não sofreu nenhum ciclo térmico, nem tão pouco deformação plástica durante a solda, preservando, assim, as propriedades originais. Isto é confirmado observando o valor de deformação, ϵ , 12,3%, apresentado na Tabela 26. Na Figura 101, item b), nota-se ao fundo da imagem a rebarba da solda, e também os riscos gerados durante o processo de limpeza da chapa, conforme explicado no capítulo 3.1.1. Nos itens c) e d) da mesma figura, é possível notar que nem toda a superfície apresenta os alvéolos, mas uma mistura destes com alguns planos de clivagem, sugerindo uma tendência a fratura frágil. Isto é, esta região foi afetada pelo calor durante a solda, alterando a microestrutura com crescimento do grão e subsequente decréscimo nas propriedades mecânicas. A confirmação desta argumentação vem, novamente, do valor de deformação, ϵ , encontrado: 8,5%. Este valor é mais de 50% do encontrado para o MB, comprovando que houve influência do ciclo térmico nas características microestruturais desta região. E por fim, a Figura 102, representando o CP que rompeu na ZM. Esta figura é interessante, pois trata-se de uma sequência de ampliações, focando na região da falha onde identifica-se um vale. No item b) desta figura é possível notar estrias na região de falha, que

indicam a ação da ferramenta durante a solda, visto que esta é a ZM, região de maior deformação plástica e intensa movimentação do material plastificado. No item c) já é possível notar a presença de trincas no vale, devidamente indentificadas, confirmando que o caminho de mínima energia passou pelo defeito para romper o CP de tração. Nos itens d) e e) já é possível notar, principalmente no item e), que além das trincas há presença de dimples mais rasos, sugerindo, conforme observado por Besel et al. (2016), que é uma região de baixa ductilidade e de ligação metálica frágil. Observa-se esta baixa ductilidade na Tabela 26, onde encontra-se o valor 5% no CP2 da corrida 11 do materia AA7475-T761. Besel et al. (2016) observou em seu experimento que este comportamento estava relacionado ao aporte térmico, ou seja, no caso com maior aporte térmico ocorreu falha do corpo de prova através desta região defeituosa, enquanto que em outro corpo de prova cujos parâmetros levaram a um aporte térmico menor a falha não ocorreu nesta interface. No item f) é possível ter uma visualização melhor destes dimples mais rasos.

5 CONCLUSÕES

Após todas as análises e discussões anteriormente feitas, apresentam-se as conclusões deste trabalho:

- a) o ângulo de inclinação afetou o acabamento superficial, pois quando utilizou-se ângulos igual a $1,0^\circ$ e maior ou igual a $2,65^\circ$ houve formação de rebarba, devido ao escassez e ao excesso de folga, respectivamente, ao passo que utilizando-se o ângulo $1,35^\circ$ praticamente não formou-se rebarba.
- b) conclui-se que o aporte térmico exerce relação de dependência com a rotação, conforme exposto pela Equação 01, e agora confirmando-se pela análise estatística, pois em praticamente todos os gráficos Pareto a rotação aparece como parâmetro estatisticamente significativa, exibindo a sua importância durante o processo de solda por atrito linear (FSW) na etapa de aquecimento/amolecimento, deformação plástica e mistura do material a ser soldado.
- c) a força axial tem maior dependência da velocidade de avanço e do ângulo de inclinação da ferramenta, ensejando maior aporte térmico devido a relação entre área de contato da ferramenta e tempo em contato com as chapas.
- d) os dados de torque adquiridos pelo GG-7 mostram que os dados adquiridos e o modelo estatístico são robustos, pois é sabido que o torque e a rotação são inversamente dependentes.
- e) nas soldas frias obteve-se menor força axial, comparada com as soldas quentes em ambas as ligas.
- f) a temperatura, apesar do alto desvio, mostrou-se coerente com o apresentado na literatura, sendo necessário apenas melhorar o posicionamento da câmera.
- g) a temperatura não teve o comportamento esperado para a liga AA2024-T3 devido a alta dispersão nas medições, enquanto que para a liga AA7475-T761 comportou-se como esperado.
- h) com base nos resultados de microdureza e da metalografia, conclui-se que, para ambas as ligas, a solda quente tem maior perda de dureza nas regiões afastadas do ombro em função do maior aporte térmico com subsequente degradação da microestrutura.
- i) na zona de mistura, para a liga AA7475-T761, houve recuperação da microdureza, característica esta inerente a esta liga de alumínio.

- j) na metalografia concluiu-se que a temperatura afetou a extensão da ZTA, como era esperado e que na ZM havia presença de grãos recristalizados finos e equiaxiais.
- k) com os resultados obtidos no ensaio de tensão residual conclui-se que a faixa de parâmetros utilizados neste trabalho é interessante do ponto de vista de aplicação prática.
- l) não deve haver qualquer intervenção mecânica na chapa, pois haverá influência nos resultados de tensão residual.
- m) os valores de tensão residual longitudinal máxima foram todos encontrados no lado do avanço, corroborando com os dados apresentados na literatura disponível, assim como o perfil M das tensões.
- n) com os resultados do ensaio de tração conclui-se que, mesmo a solda apresentando defeito após sua execução, os parâmetros utilizados são adequados para a obtenção de uma solda com elevada eficiência.
- o) observando-se as imagens da fractografia conclui-se que a falha ocorreu devido ao defeito presente na linha da solda chamado de resíduo na interface da solda, evidenciado pela presença de trincas na superfície de falha.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- a) análise de chapas soldadas por atrito linear (FSW) sob a óptica da mecânica da fratura, realizando ensaios de fadiga e crescimento de trinca.
- b) estudo de soldas em materiais dissimilares de ligas de alumínio com ligas de aço.
- c) análise das propriedades da junta soldada utilizando uma placa de apoio com resfriamento forçado.
- d) estudo em relação ao efeito da contaminação no resultado final da solda.

REFERÊNCIAS

- ALTENKIRCH, J. et al. Mechanical tensioning of high-strength aluminum alloy friction stir welds. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 39, n. 13, p. 3246–3259, 2008.
- ALTENKIRCH, J. et al. Residual stress engineering in friction stir welds by roller tensioning. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 2, p. 185–192, 2009a.
- ALTENKIRCH, J. et al. The extent of relaxation of weld residual stresses on cutting out cross-weld test-pieces. **Powder Diffraction**, v. 24, n. SUPPL. 1, p. S31–S36, 2009b.
- ANTONY, J. **Design of Experiments for Engineers and Scientists**. [s.l.] Elsevier Science & Technology Books, 2003.
- ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook Volume 2 Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials**. [s.l.: s.n.]. v. 2
- ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook Volume 3 Alloy Phase Diagrams**. [s.l.: s.n.]. v. 3
- ASTM INT. ASTM E8/E8M - Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. **ASTM International**, n. C, p. 1–27, 2016.
- ATTALLAH, M. M.; DAVIS, C. L.; STRANGWOOD, M. Influence of base metal microstructure on microstructural development in aluminium based alloy friction stir welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, n. 4, p. 361–369, 2007.
- BARTHEZ, S. **CODE [E]- THE ULTIMATE ECO-FRIENDLY LUXURY CATAMARAN**. Disponível em: <<http://luxurycatamaran.blogspot.com.br/2009/02/code-e-ultimate-eco-friendly-luxury.html>>. Acesso em: 7 set. 2015.
- BERGIN, C. **SCRUB: Weather delays Endeavour 24 hours – ET-134 sports final tank mods**. Disponível em: <<http://www.nasaspaceflight.com/2010/02/live-sts-130-attempt-1-tank-mods/>>. Acesso em: 9 fev. 2016.
- BESEL, Y. et al. Influence of joint line remnant on crack paths under static and fatigue loadings in friction stir welded Al-Mg-Sc alloy. **Frattura ed Integrità Strutturale**, v. 10, n. 35, p. 295–305, 2016.
- BUGLIONI, L.; TUFARO, L. N.; SVOBODA, H. G. Thermal Cycles and Residual Stresses in FSW of Aluminum Alloys: Experimental Measurements and Numerical Models. **Procedia Materials Science**, v. 9, p. 87–96, 2015.
- ÇAM, G.; MISTIKOGLU, S. Recent developments in friction stir welding of al-Alloys. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 23, n. 6, p. 1936–1953, 2014.
- CAO, X.; JHAZI, M. Effect of tool rotational speed and probe length on lap joint quality of a friction stir welded magnesium alloy. **Materials and Design**, v. 32, n. 1, p. 1–11, 2011.
- CARLONE, P.; PALAZZO, G. S. Influence of Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties in AA2024-T3 Friction Stir Welding. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, v. 2, n. 4, p. 213–222, 2013.
- CHARIT, I.; MISHRA, R. S. High strain rate superplasticity in a commercial 2024 Al alloy via friction stir processing. **Materials Science and Engineering A**, v. 359, n. 1–2, p. 290–296, 2003.

- CHRISTNER, B.; MCCOURY, J.; HIGGINS, S. **Development and Testing of Friction Stir Welding as a Joining Method for Primary Aircraft Structure**. Proceedings of the 4th International Symposium on Friction Stir Welding. **Anais...**Cambridge, UK: TWI, 2003
- COLEGROVE, P. A.; SHERCLIFF, H. R. Development of Trivex friction stir welding tool Part 1 – two-dimensional flow modelling and experimental validation. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, n. 4, p. 352–361, 2004.
- COLLIGAN, K. J.; XU, J.; PICKENS, J. R. Welding tool and process parameter effects in friction stir welding of aluminum alloys. In: **Friction stir welding and processing II**. Warrendale, PA: TMS, 2003. p. 181–190.
- CRUZ, M. F. Desenvolvimento dos parâmetros de friction stir welding - FSW aplicado na junta de topo de chapas finas de alumínio de alta resistência. p. 162, 2009.
- CULLITY, B. D. **Elements of X-Ray Diffraction**. [s.l.] Addison-Wesley Publishing Company, Inc., 1956.
- DADA, O. J.; CORNISH, L. A. Relationship between Residual Stresses and Welding Rates in Friction Stir Welded AA6056-T4. **Proceedings of International Multi conference of Engineering and Computer scientists 2013**, v. II, p. 6–10, 2013.
- DATTOMA, V.; DE GIORGI, M.; NOBILE, R. On the residual stress field in the aluminium alloy FSW joints. **Strain**, v. 45, n. 4, p. 380–386, 2009.
- DAWES, C. J. et al. **Development of the new friction stir technique for welding aluminum phase II**. Cambridge, UK: [s.n.].
- DAWES, C. J.; THOMAS, W. M. **Development of improved tool designs for friction stir welding of aluminum**. Proceedings of the 1th International Symposium on Friction Stir Welding. **Anais...**Thousand Oaks, CA, USA: TWI, 1999
- DEPLUS, K. et al. Residual stresses in aluminium alloy friction stir welds. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 56, n. 5–8, p. 493–504, 2011.
- DONNE, C. D. et al. Investigations on residual stresses in friction stir welds. **3rd International Symposium on Friction Stir Welding, TWI (UK) , Kobe, Japan, 27-28 September 2001**, n. September, p. 1–5, 2001.
- DURSun, T.; SOUTIS, C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. **Materials and Design**, v. 56, p. 862–871, 2014.
- ESAB. **Friction Stir Welding Handbook**Laxa, SwedenESAB, , [s.d.]. Disponível em: <http://esabsp.esab.net/templates/docOpen.asp?file=files__Handbooks__WeldingAutomation__XA00146120.pdf>. Acesso em: 21 nov. 2015
- FARIAS, A. D. E. **Avaliação do processamento por atrito linear em chapas da liga de titânio Ti-6Al-4V**. [s.l.] Universidade de São Paulo, 2015.
- FINE, M. E. Precipitation hardening of aluminum alloys. **Metallurgical Transactions A**, v. 6, n. 3, p. 625–630, 1975.
- FLIR. **FLIR T450sc Datasheet**, 2016.
- FONDA, R. W.; BINGERT, J. F.; COLLIGAN, K. J. **Texture and grain evolutions in a 2195 friction stir weld**. Proceedings of the 5th International Friction Stir Welding Symposium. **Anais...**Metz, France: Los Alamos, National Laboratory, 2004a
- FONDA, R. W.; BINGERT, J. F.; COLLIGAN, K. J. Development of grain structure during

friction stir welding. **Scripta Materialia**, v. 51, n. 3, p. 243–248, 2004b.

GHORBANZADE, T. et al. Microstructural evolutions and mechanical properties of friction stir welded AA2024-3. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications**, v. 0, n. October 2015, p. 1–13, 2014.

GIBSON, B. T. **The development of in-process monitoring and control techniques for aerospace applications of friction stir welding**. Nashville, Tennessee: Faculty of the Graduated School of Vanderbilt University, 2015.

GIVI, M. K. B.; ASADI, P. **Advances in Friction Stir Welding and Processing**. 1. ed. Cambridge: Woodhead, 2014.

GRUJICIC, M. et al. Modeling of AA5083 material-microstructure evolution during butt friction-stir welding. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 19, n. 5, p. 672–684, 2010.

GRUJICIC, M. et al. Development of a robust and cost-effective friction stir welding process for use in advanced military vehicles. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 20, n. 1, p. 11–23, 2011.

HATCH, J. E. **Aluminum: properties and physical metallurgy**. [s.l.] ASM International, 1984.

HEINZ, B.; SKROTZKI, B. Characterization of a friction-stir-welded aluminum alloy 6013. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 33, n. 3, p. 489–498, 2002.

HITACHI. **FSW**. Disponível em: <http://www.hitachi-rail.com/products/rolling_stock/a_train/feature02.html>. Acesso em: 7 set. 2015.

HONDA MOTOR CO. LTD. **Honda Develops New Technology to Weld Together Steel and Aluminum and Achieves World's First Application to the Frame of a Mass - production Vehicle**. Disponível em: <<http://world.honda.com/news/2012/4120906Weld-Together-Steel-Aluminum/print.html>>. Acesso em: 5 set. 2015.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2nd Editio ed. [s.l.] Elsevier Ltd, 2004. v. 1

HWANG, Y.-M. et al. Experimental study on temperature distributions within the workpiece during friction stir welding of aluminum alloys. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 48, n. 7–8, p. 778–787, 2008.

INC., A. S. M. **Aluminum AA2024-T3**. Disponível em: <<http://asm.matweb.com>>. Acesso em: 10 maio. 2016a.

INC., A. S. M. **Aluminum AA7475-T761**. Disponível em: <<http://asm.matweb.com>>. Acesso em: 10 maio. 2016b.

INFOESCOLA. **Espectro eletromagnético**. Disponível em: <www.infoescola.com/fisica/espectro-eletromagnetico/>. Acesso em: 16 abr. 2016.

JAMES, M.; MAHONEY, M.; WALDRON, D. **Residual stress measurements in friction stir welded aluminum alloys**. Proceedings of the 1st International Symposium on Friction Stir Welding. **Anais...** Thousand Oaks, CA, USA: 1999

JATA, K. V.; SANKARAN, K. K.; RUSCHAU, J. J. Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31, n. 9, p. 2181–2192, 2000.

JOHN, R.; JATA, K. V.; SADANANDA, K. Residual stress effects on near-threshold fatigue crack growth in friction stir welds in aerospace alloys. **International Journal of Fatigue**, v. 25, n. 9–11, p. 939–948, 2003.

KADLEC, M.; RŮŽEK, R.; NOVÁKOVÁ, L. Mechanical behaviour of AA 7475 friction stir welds with the kissing bond defect. **International Journal of Fatigue**, v. 74, p. 7–19, 2015.

KAH, P. et al. Investigation of weld defects in friction-stir welding and fusion welding of aluminium alloys. **International Journal of Mechanical and Materials Engineering**, 2015.

KANDIL, F. A et al. A review of residual stress measurement methods - A guide to technical selection. **NPL Materials Centre**, n. Report MATC(A)04, p. 1–42, 2001.

KRISHNAN, K. N. On the formation of onion rings in friction stir welds. **Materials Science and Engineering A**, v. 327, n. 2, p. 246–251, 2002.

LEONARD, A. J. **Microstructure and ageing behaviour of FSWs in aluminium alloys 2014A-T651 and 7075-T651**. 2nd International Symposium on Friction Stir Welding. **Anais...Gothenburg, Sweden: 2000**

LI, B.; SHEN, Y.; HU, W. The study on defects in aluminum 2219-T6 thick butt friction stir welds with the application of multiple non-destructive testing methods. v. 32, p. 2073–2084, 2011.

MA, Z. Y.; SHARMA, S. R.; MISHRA, R. S. Effect of friction stir processing on the microstructure of cast A356 aluminum. **Materials Science and Engineering A**, v. 433, n. 1–2, p. 269–278, 2006.

MARTIN, J. P.; STANHOPE, C.; GASCOYNE, S. Novel techniques for corner joints using friction stir welding. **Friction stir welding and processing VI**, p. 179–186, 2011.

MEYER, A. **FSW in automotive mass production—the new Mercedes SL**. 9th international symposium on friction stir welding. **Anais...Cambridge, UK: The Welding Institute - TWI, 2012**

MISHRA, R. S.; MA, Z. Y. Friction stir welding and processing. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, v. 50, n. 1–2, p. 1–78, ago. 2005.

MISHRA, R. S.; MAHONEY, M. W. **Friction Stir Welding and Processing**. 1. ed. [s.l.] ASM International, 2007.

MONDOLFO, L. F. **Aluminum Alloys: Structure and Properties**. [s.l.] Butterworth & Co, 1976.

MONTGOMERY, D. C. **Design and Analysis of Experiments**. 8th. ed. [s.l.] John Wiley & Sons, Inc., 2013.

MOTOHASHI, Y. et al. Grain refinement process in commercial 7075-T6 aluminum alloy under friction stir welding and superplasticity. **Materialwissenschaft und Werkstofftechnik**, v. 39, n. 4–5, p. 275–278, 2008.

NANDAN, R.; DEBROY, T.; BHADESHIA, H. K. D. H. Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 53, n. 6, p. 980–1023, 2008.

NASA. **Friction Stir Welding**. Disponível em: <http://www.nasa.gov/sites/default/files/104835main_friction.pdf>. Acesso em: 9 fev. 2016.

NELSON, T. et al. Littoral combat system with improved welding technologies. **Center for**

friction stir processing (CFSP), p. 67–68, 2011.

OLSON, D. L. et al. **ASM Handbook: Welding, Brazing, and Soldering**. [s.l.] ASM International, 1993. v. 6

OOSTERKAMP, A.; OOSTERKAMP, L. D.; NORDEIDE, A. “Kissing Bond” Phenomena in Solid-State Welds of Aluminum Alloys. **The Welding Journal**, n. August, p. 225–231, 2004.

PAIVA, F. G. A. **Caracterização de junta soldada por atrito linear com mistura (FSW) da liga Al-Mg-Si AA 6063**. São Paulo: Universidade de São Paulo, 2009.

PEEL, M. et al. Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. **Acta Materialia**, v. 51, n. 16, p. 4791–4801, 2003.

PINEDO, C. E. Nitretação sob Plasma - Fundamentos e Aplicações. **Revista IH**, p. 53–57, 2013.

PREVÉY, P. S. X-ray diffraction residual stress techniques. **Metals Handbook. 10. Metals Park**, n. 513, p. 380–392, 1986a.

PREVÉY, P. S. **Residual stress distributions produced by strain gage surface preparation**. SEM Spring Conference on Experimental Mechanics. **Anais...Behel**, CT: Lambda Technologies, 1986b

PRICE, D. A. et al. Distortion control in welding by mechanical tensioning. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, n. 7, p. 620–633, 2007.

R. JUNIOR, A. **Estrutura Integral por Soldagem por Atrito “Friction Stir Welding – FSW” – Requisitos Básicos Para o Projeto Estrutural**. São José dos Campos: Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 2003.

RAI, R. et al. Review: friction stir welding tools. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 16, n. 4, p. 325–342, 2011.

RAJAKUMAR, S.; BALASUBRAMANIAN, V. Establishing relationships between mechanical properties of aluminium alloys and optimised friction stir welding process parameters. **Materials and Design**, v. 40, p. 17–35, 2012.

RHODES, C. G. et al. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum. **Scripta Materialia**, v. 36, n. 1, p. 69–75, 1997.

RICHARDS, D. G. et al. Global mechanical tensioning for the management of residual stresses in welds. **Materials Science and Engineering A**, v. 489, n. 1–2, p. 351–362, 2008.

RICHTER-TRUMMER, V. et al. Influence of the FSW clamping force on the final distortion and residual stress field. **Materials Science and Engineering A**, v. 538, p. 81–88, 2012.

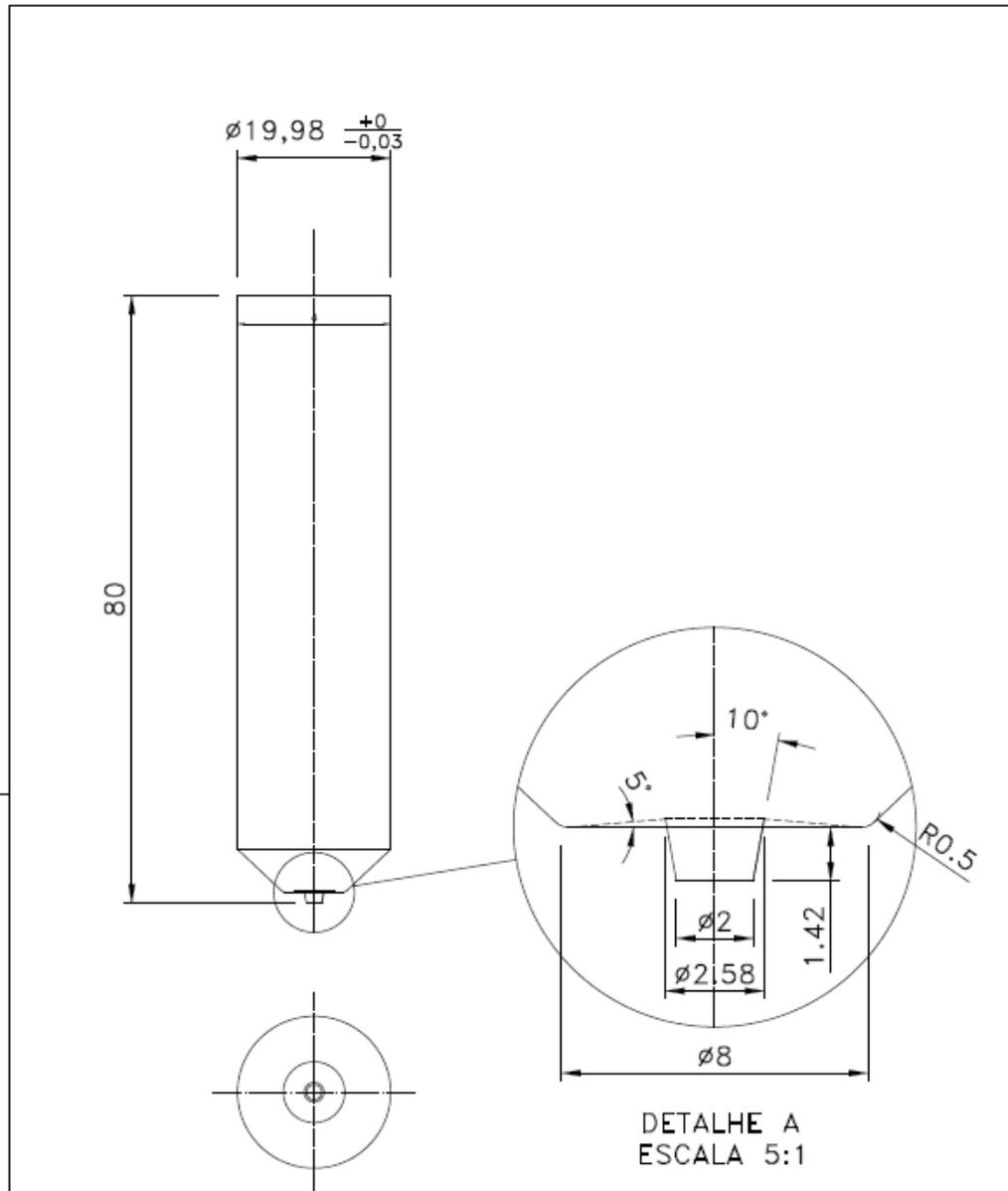
RODRIGUES, M. I.; IEMMA, A. F. **Planejamento de experimentos e otimização de processos**. 3ª Edição ed. Campinas, SP: Casa do Espírito Amigo Fraternidade Fé e Amor, 2014.

SMITH, C. B. et al. Friction stir welding in the automotive industry. **2001 TMS Annual Meeting Automotive Alloys and Joining Aluminum Symposia (Aluminum 2001)**, p. 175–185, 2001.

STEUWER, A.; PEEL, M. J.; WITHERS, P. J. Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082: The effect of process parameters on residual stress. **Materials Science and**

- Engineering A**, v. 441, n. 1–2, p. 187–196, 2006.
- SU, J.; NELSON, T. W.; STERLING, C. J. A new route to bulk nanocrystalline materials. **Journal of Materials Research**, v. 18, n. 8, p. 1757–1760, 2003.
- SU, J. Q. et al. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium. **Acta Materialia**, v. 51, n. 3, p. 713–729, 2003.
- THE ALUMINUM ASSOCIATION INC. International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys. **The Aluminum Association, Arlington, Virginia**, n. April 2006, p. 28, 2006.
- The Welding Institute (TWI)**. , [s.d.]. Disponível em: <www.twi-global.com>
- THOMAS, W. M. et al. **International Patent Application N. PCT/GB92/02203UK**, 1991.
- THOMAS, W. M. et al. Friction Stir Welding Tools and Developments. **Welding in the World**, v. 47, n. 11–12, p. 10–17, 2003.
- THOMAS, W. M. et al. **Friction stir welding - Process variants and developments in automotive industry**. SAE 2006 World Congress & Exhibition. **Anais...**Detroit, MI, USA: SAE International, 2006
- THREADGILL, P. L. Terminology in friction stir welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, n. 4, p. 357–360, 2007.
- THREADGILL, P. L. et al. Friction stir welding of aluminium alloys. **International Materials Reviews**, v. 54, n. 2, p. 49–93, 2009.
- VILAÇA, P.; THOMAS, W. M. Friction Stir Welding Technology. **Structural Connections for Lightweight Metallic Structures**, v. v, p. 85–124, 2011.
- WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. DE. **Soldagem - Processos e Metalurgia**. 1ª Ed ed. [s.l.] Edgard Blücher, 2011.
- WILLIAMS, S. W.; STEUWER, A. **Residual stresses in friction stir welding**. [s.l.] Woodhead Publishing Limited, 2010.
- WITHERS, P. . J.; BHADESHIA, H. K. D. H. Residual stress Part 1 – Measurement techniques. v. 17, n. April, p. 355–365, 2001.
- XU, W.; LIU, J.; ZHU, H. Analysis of residual stresses in thick aluminum friction stir welded butt joints. **Materials and Design**, v. 32, n. 4, p. 2000–2005, 2011.
- YAN, D. et al. **Characteristics and mechanism on the distortion of friction stir welded aluminium alloy sheet**. 1st International Symposium on Friction Stir Welding. **Anais...**Thousand Oaks, CA, USA: 1999
- YAN, J.; SUTTON, M. A.; REYNOLDS, A. P. Process–structure–property relationships for nugget and heat affected zone regions of AA2524–T351 friction stir welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 10, n. 6, p. 725–736, 2005.
- ZHANG, Y. N. et al. Review of tools for friction stir welding and processing. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 51, n. 3, p. 250–261, 2012.
- ZHOU, C.; YANG, X.; LUAN, G. Effect of oxide array on the fatigue property of friction stir welds. **Scripta Materialia**, v. 54, n. 8, p. 1515–1520, 2006.

APÊNDICE A – Desenho dimensional da ferramenta

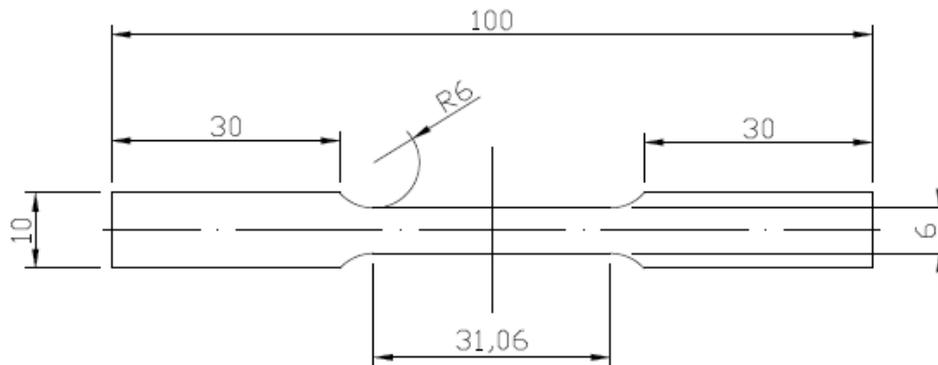


NOTA: DIMENSÕES EM mm

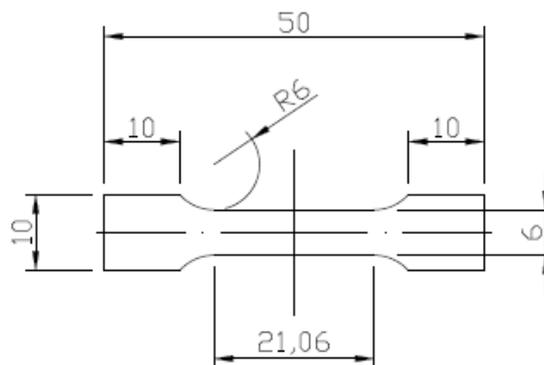
Ra(mm)	0/	25/12,5/	6,3/3,2/1,6/	0,8/0,4/0,2/	LINHA	ATÉ 6	6 A 30	30 A 120	120 A 315	315 A 1000	1000 A 2000	4000 A 10000	ATÉ 10'	10'A 50'	50'A 120'	MAIS DE 120'
DIN	BRUTO	DESBAST.	USO	RETIFICADO		±0,1	±0,2	±0,3	±0,5	±0,8	±1,2		±10'	±20'	±30'	±1'
TOLERÂNCIAS P/ AS NÃO INDICADAS																
ESCALA:	 Centro Universitário FEI					DESENHISTA:		João Paulo		22/06/2015						
8:1						APROVAÇÃO:		Sérgio		22/06/2015						
DENOM.:	Ferramenta FSW					DES. N.º:		FSW01		REV.: 0						

APÊNDICE B – Desenho dimensional do corpo de prova de tração

**CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO TIPO SUBSIZE – ASTM E8/E8M
1,6 mm DE ESPESSURA**



**CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO MODIFICADO
BASE NO TIPO SUBSIZE DA NORMA ASTM E8/E8M
1,6 mm DE ESPESSURA**



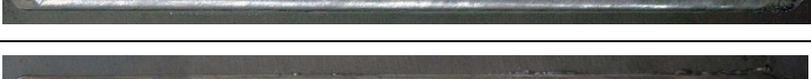
NOTA: DIMENSÕES EM mm

Ra (mm)	0	25	12,5	6,3	3,2	1,6	0,8	0,4	0,2	LINEAR	ATE 6	6 A 30	30 A 120	120 A 315	315 A 1000	1000 A 2000	ANGULAR	ATE 10°	10° A 50°	50° A 120°	MAIS DE 120°
DIN	BRUTO	DESFAST	USO	REFINADO			TOLERÂNCIAS P/ AS NÃO INDICADAS														
ESCALA:	 Centro Universitário FEI															DESENHISTA:	João Paulo		27/09/2016		
																APROVAÇÃO:	Sérgio		27/09/2016		
 DENOM.:	CORPO_DE_PROVA_-_TRAÇÃO															DES. Nº:	FSW02		REV.:	0	

APÊNDICE C – Inspeção visual das chapas soldadas material AA2024-T3

A seguir foto em detalhe de todas as soldas realizadas neste trabalho, identificadas por suas respectivas corridas. A solda por atrito linear foi realizada da direita para a esquerda, sendo que o lado do recuo está na parte superior da foto, e o lado do avanço, na parte inferior.

Corrida	Cordão de solda	α ($^{\circ}$)	ω/v (rev/mm)
21		1,35	30,7
1		1,35	27,2
25		2,00	20,0
20		2,65	17,1
26		2,00	24,6
9		2,00	20,0
27		2,00	36,3
15		2,00	22,3
24		2,65	19,3
6		2,65	30,7
29		1,00	22,3
28		2,00	16,1
14		3,00	22,3
31		2,00	22,3

18		2,65	27,2
30		3,00	22,3
22		2,65	30,7
2		2,65	27,2
8		2,65	19,3
11		2,00	36,3
7		1,35	19,3
23		1,35	19,3
13		1,00	22,3
10		2,00	24,6
19		1,35	17,1
5		1,35	30,7
17		1,35	27,2
12		2,00	16,1
3		1,35	17,1
4		2,65	17,1

APÊNDICE D – Inspeção visual das chapas soldadas material AA7475-T761

A seguir foto em detalhe de todas as soldas realizadas neste trabalho, identificadas por suas respectivas corridas. Considerações semelhantes ao APÊNDICE C.

Corrida	Cordão de solda	α (°)	ω/v (rev/mm)
21		1,35	30,7
1		1,35	27,2
25		2,00	20,0
20		2,65	17,1
26		2,00	24,6
9		2,00	20,0
27		2,00	36,3
15		2,00	22,3
24		2,65	19,3
6		2,65	30,7
29		1,00	22,3
28		2,00	16,1
14		3,00	22,3
31		2,00	22,3

18		2,65	27,2
30		3,00	22,3
22		2,65	30,7
2		2,65	27,2
8		2,65	19,3
11		2,00	36,3
7		1,35	19,3
23		1,35	19,3
13		1,00	22,3
10		2,00	24,6
19		1,35	17,1
5		1,35	30,7
17		1,35	27,2
12		2,00	16,1
3		1,35	17,1
4		2,65	17,1

APÊNDICE E – Tabelas

Tabela 27 – Tensão residual transversal (TRT), liga AA2024-T3

Distância (mm)		Lado do recuo										Lado do avanço		
		-60	-50	-8	-6	-4	-2	0	2	4	6	8	50	60
Corrida 27	TRT (MPa)	-84	-62	-50	-37	-6	-34	-26	-26	34	-42	-33	-52	-51
	Desvio (MPa)	13	15	10	11	12	9	7	8	7	11	8	37	13
Corrida 28	TRT (MPa)	-66	-33	17	51	40	42	23	19	41	41	60	-69	-79
	Desvio (MPa)	16	14	7	10	6	5	8	9	6	9	8	10	25

Fonte: Autor.

Tabela 28 – Tensão residual longitudinal (TRL), liga AA2024-T3

Distância (mm)		Lado do recuo										Lado do avanço		
		-60	-50	-8	-6	-4	-2	0	2	4	6	8	50	60
Corrida 27	TRL (MPa)	-108	-66	-5	40	72	31	1	24	81	52	-6	-101	-120
	Desvio (MPa)	24	16	11	9	8	9	10	9	8	7	12	31	23
Corrida 28	TRL (MPa)	-82	-102	-98	27	16	4	-15	-3	19	45	-28	-68	-144
	Desvio (MPa)	29	19	9	7	8	7	8	9	7	8	11	21	17

Fonte: Autor.

Tabela 29 – Tensão residual transversal (TRT), liga AA7475-T761

Distância (mm)		Lado do recuo										Lado do avanço		
		-60	-50	-8	-6	-4	-2	0	2	4	6	8	50	60
Corrida 27	TRT (MPa)	-38	-50	28	11	-13	9	-9	-8	-3	8	19	-64	-95
	Desvio (MPa)	20	14	16	16	13	7	8	8	7	10	14	13	26
Corrida 28	TRT (MPa)	-55	-58	-26	-31	-6	-10	-18	-12	17	-21	26	-39	-60
	Desvio (MPa)	19	12	17	14	4	6	7	6	6	10	17	9	19

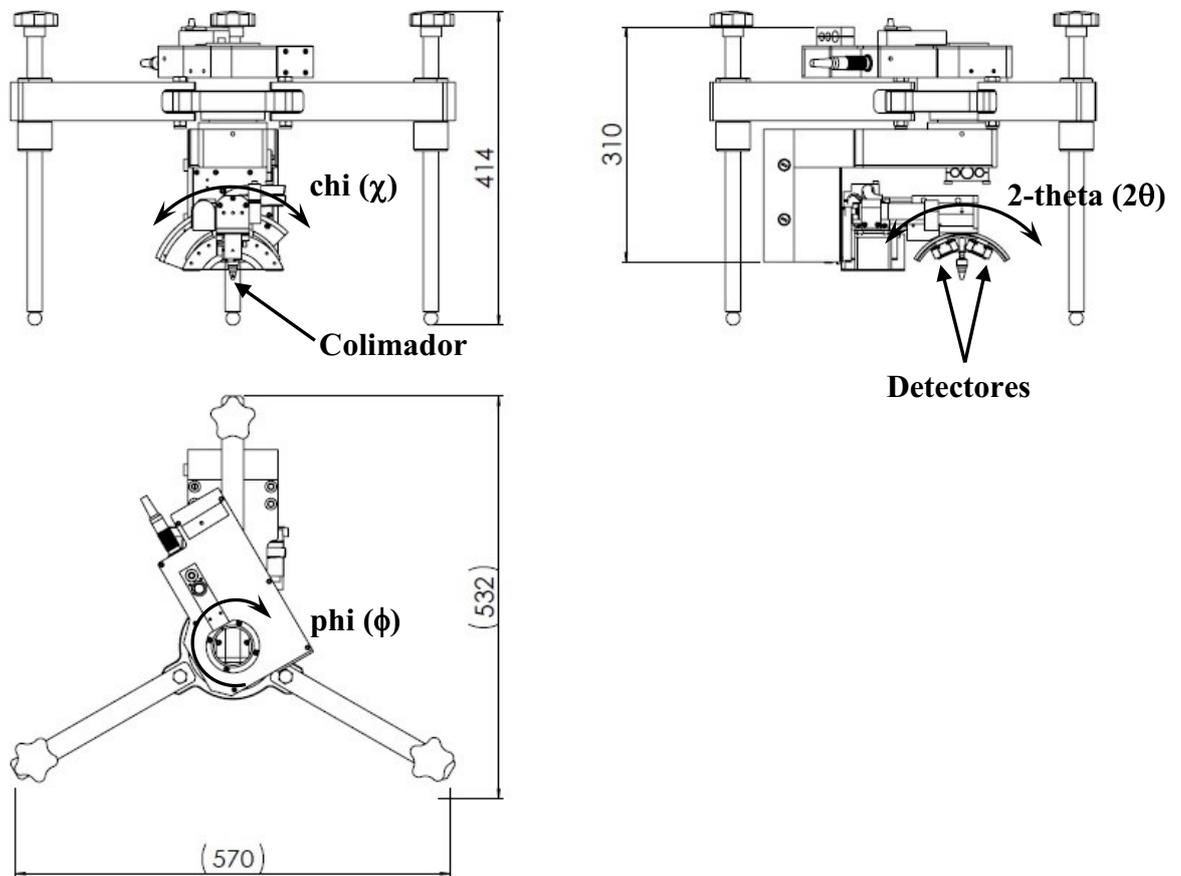
Fonte: Autor.

Tabela 30 – Tensão residual longitudinal (TRL), liga AA7475-T761

Distância (mm)		Lado do recuo										Lado do avanço		
		-60	-50	-8	-6	-4	-2	0	2	4	6	8	50	60
Corrida 27	TRL (MPa)	-99	-94	-17	50	36	15	5	11	40	57	-3	-89	-139
	Desvio (MPa)	19	20	8	13	11	8	9	8	9	12	8	12	24
Corrida 28	TRL (MPa)	-70	-71	-65	-43	11	-9	-9	5	33	24	-48	-25	-52
	Desvio (MPa)	22	16	8	12	8	8	8	7	7	15	11	20	21

Fonte: Autor.

ANEXO A – Desenho dimensional do difratômetro



Fonte: Autor "adaptado de" Stresstech. Acessado em 23/10/2016.