FUNDAÇÃO EDUCACIONAL INACIANA PE. SABÓIA DE MEDEIROS – FEI

GUSTAVO COMPARINI PINTO

DUREZA E TENSÕES RESIDUAIS EM CHAPAS ESPESSAS E DISSIMILARES DE ALUMÍNIO SOLDADAS POR ATRITO LINEAR E MISTURA (SALM) UTILIZANDO OS MÉTODOS POR CARRETEL, SUPERIOR, INFERIOR E DUPLO PASSE

São Bernardo do Campo

2022

FUNDAÇÃO EDUCACIONAL INACIANA PE. SABÓIA DE MEDEIROS – FEI

GUSTAVO COMPARINI PINTO

DUREZA E TENSÕES RESIDUAIS EM CHAPAS ESPESSAS E DISSIMILARES DE ALUMÍNIO SOLDADAS POR ATRITO LINEAR E MISTURA (SALM) UTILIZANDO OS MÉTODOS POR CARRETEL, SUPERIOR, INFERIOR E DUPLO PASSE

Dissertação apresentada ao Centro Universitário da FEI, como parte dos requisitos necessários para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, orientada pelo Prof. Dr. Sergio Delijaicov.

São Bernardo do Campo

2022

Comparini Pinto, Gustavo.
DUREZA E TENSÕES RESIDUAIS EM CHAPAS ESPESSAS E DISSIMILARES DE ALUMÍNIO SOLDADAS POR ATRITO LINEAR E MISTURA (SALM) UTILIZANDO OS MÉTODOS POR CARRETEL, SUPERIOR, INFERIOR E DUPLO PASSE / Gustavo Comparini Pinto. São Bernardo do Campo, 2022.
86 f. : il.

Dissertação - Centro Universitário FEI.
Orientador: Prof. Dr. Sérgio Delijaicov.

1. FSW. 2. Bobbin. 3. Double-Sided. 4. Tensões residuais. 5. Ligas de alumínio. I. Delijaicov, Sérgio, orient. II. Título.

Elaborada pelo sistema de geração automática de ficha catalográfica da FEI com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

centro universitário FEI

APRESENTAÇÃO DE DISSERTAÇÃO
ATA DA BANCA EXAMINADORA

Programa de Pós-Graduação Stricto Sensu em Engenharia Mecânica

Mestrado

PGM-10

Aluno: Gustavo Comparini Pinto **Matrícula:** 220106-9

Título do Trabalho: DUREZA E TENSÕES RESIDUAIS EM CHAPAS ESPESSAS E DISSIMILARES DE ALUMÍNIO SOLDADAS POR ATRITO LINEAR E MISTURA (SALM) UTILIZANDO OS MÉTODOS POR CARRETEL, SUPERIOR, INFERIOR E DUPLO PASSE.

Área de Concentração: Materiais e Processos

Orientador: Prof. Dr. Sergio Delijaicov

Data da realização da defesa: 25/02/2022

ORIGINAL ASSINADA

Avaliação da Banca Examinadora:

A banca, constituída pelo professores Gilmar Ferreira Batalha, Auteliano Nunes dos Santos Junior e, Sergio Delijaicov, consideraram o candidato Gustavo Comparini Pinto aprovado.

São Bernardo do Campo, / / .

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA	
Prof. Dr. Sergio Delijaicov	Ass.: _____
Prof. Dr. Gilmar Ferreira Batalha	Ass.: _____
Prof. Dr. Auteliano Nunes dos Santos Junior	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

Aos meus pais e irmão, pelo apoio, carinho e compreensão.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Sérgio Delijaicov por sua orientação durante este trabalho, apoio e dedicação.

A EMBRAER, por ceder os materiais necessários para a realização deste trabalho.

Aos meus familiares e amigos, por todo o suporte, ajuda e carinho.

“A imaginação muitas vezes nos leva a mundos que nunca sequer existiram. Mas, sem ela, não vamos a lugar nenhum.”

Carl Sagan

RESUMO

O processo de soldagem por atrito e mistura linear (SALM) ou *Friction Stir Welding* (FSW) foi desenvolvido por Thomas Wayne no The Welding Institute (TWI) em 1991, trazendo como característica principal o fato de se dar sem que o material a ser soldado atinja o seu ponto de fusão. O SALM vem sendo amplamente estudado com grande foco na indústria aeronáutica e aeroespacial, em ligas de alumínio da série AA 7XXX que antes não eram soldáveis por métodos convencionais. Este trabalho foca no estudo e comparação características mecânicas de chapas de alumínio dissimilares AA7181 – T7651 e AA7475 – T7351 de 12 mm de espessura, soldadas pelo processo de FSW através dos métodos por carretel, superior, inferior e duplo passe. Após soldagem das chapas, com parâmetros predefinidos e indicados pela literatura, foram retirados corpos de prova para posterior análise e ensaios. Foram realizados ensaios como o de tensão residual pelo método do furo cego, microdureza Vickers e análise metalográfica. Foi observado na medição de dureza uma distribuição característica em forma de “W”, onde o maior valor de dureza encontrado foi de 190 HV para o método superior, inferior e duplo passe, enquanto que o menor valor encontrado foi de 115 HV para o método do carretel. A análise de tensões residuais revelou que o método do carretel leva aos menores valores de tensões residuais trativas, com um máximo de 185 MPa e o método de duplo passe leva aos maiores valores de tensões residuais trativas, com um máximo de 233 MPa.

Palavras-chave: FSW; Bobbin; Double-Sided; Tensões Residuais; Ligas de alumínio; Soldagem

ABSTRACT

The process of Friction Stir Welding (FSW) was developed by Thomas Wayne at The Welding Institute (TWI) in 1991, having as its main characteristic the fact that it occurs without the material to be welded reaching its melting point. FSW has been extensively studied, with a strong focus in the aeronautics and aerospace industry, in aluminum alloys of the AA 7XXX series that were not weldable by conventional methods before. This work focuses on the study and comparison of dissimilar aluminum sheets AA7181 – T7651 and AA7475 – T7351, 12 mm thick, welded by the FSW process through the bobbin, top, bottom, and double-sided methods. After welding the plates with predefined parameters indicated in the literature, specimens were prepared for further analysis and testing. Tests such as the residual stress by the blind hole method, Vickers microhardness, and metallographic analysis were performed. A characteristic distribution in the form of "W" was observed in the hardness measurement, where the highest hardness value found was 190 HV for the top, bottom, and double-sided method, while the lowest value found was 115 HV for the bobbin method. The residual stress analysis revealed that the bobbin method has the lowest tensile residual stress values, with a maximum of 185 MPa and the double-sided method has the highest tensile residual stress values, with a maximum of 233 MPa.

Keywords: FSW; Bobbin; Double-Sided; Residual Stress; Alumminum alloys; Welding

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Funcionamento do processo SALM 19
Figura 2 - Diversas geometrias e características de pinos 22
Figura 3 – Diversos designs de pinos do tipo *Whorl* 22
Figura 4 - Efeito da velocidade de rotação na zona termicamente afetada.....24
Figura 5 - Configurações de junta para SALM: (A) solda topo, (B) solda topo de borda, (C) solda T topo, (D) junta sobreposta, (E) múltiplas juntas sobrepostas, (F) sobreposição em T, (G) junta horizontal.....27
Figura 6 – Macrografia de uma solda quente e fria em liga de alumínio 28
Figura 7 - Microestrutura típica formada no processo SALM 29
Figura 8 - Macrografia típica indicando as zonas termicamente afetadas.....30
Figura 9 - Micrografia das zonas típicas termicamente afetadas em liga de alumínio 1080 30
Figura 10 - Microestrutura da Zona Termo Mecanicamente Afetada de uma liga de alumínio 7075.....31
Figura 11 – Esquema de um processo: (a) SALM e (b) BFSW 32
Figura 12 - Soldabilidade de diferentes ligas de alumínio 34
Figura 13 – Diagrama de fases do sistema alumínio zinco 37
Figura 14 - Relação dos parâmetros SALM com o aporte de energia.....40
Figura 15 - Micrografia de uma solda SALM com rebarbas devido ao excesso de calor. 40
Figura 16 - Fotografia de uma solda SALM com rebarbas e fissura no cordão de solda. 41
Figura 17 - Micrografia de uma solda SALM de liga de alumínio AA5083 com defeito de *kissing bond* devido à falta de penetração 42
Figura 18 - Cavidade devido a um aporte de calor insuficiente em uma solda SALM. 42
Figura 19 - Roseta extensométrica 46
Figura 20 - Tensões residuais através do método de furo-cego e difração de raios-X em aço.....47
Figura 21 - Estado de tensões num ponto P(R,θ): (a) antes e (b) depois da usinagem de um furo passante.....48
Figura 22 - Estado de tensões numa placa com furo representada separadamente em dois estados distintos 48

Figura 23 - Distribuição das tensões residuais em função da profundidade em relação a superfície através do método de difração de raios-X 51
Figura 24 - Esquema de indentação num ensaio de microdureza 52
Figura 25 - Gráfico de Meyer para um material com dureza independente da carga aplicada 54
Figura 26 – Esquema de uma solda SALM do tipo Carretel.....56
Figura 27 – Esquema de uma solda SALM do tipo Inferior 57
Figura 28 – Esquema de uma solda SALM do tipo duplo passe 57
Figura 29 – Esquema de uma solda SALM do tipo Superior.....58
Figura 30 – Ferramentas SALM: (a) ferramenta para solda superior, inferior, e duplo passe SALM, (b) ferramenta para solda carretel SALM 59
Figura 31 – Posição do corte dos corpos de prova 59
Figura 32 – Enquadramento para fotografia da metalografia 60
Figura 33 – Esquema da medição da micro-dureza Vickers 61
Figura 34 – Distância entre as identações 61
Figura 35 – Shimadzu HMV-2 62
Figura 36 – Equipamento para furação e centralização dos extensômetros 62
Figura 37 – Posição das medições de tensão residual 63
Figura 38 – Referência do sentido dos furos cegos 63
Figura 39 – Posição dos furos no lado superior 64
Figura 40 – Posição dos furos no lado inferior 65
Figura 41 – Macrografia da solda SALM tipo carretel 66
Figura 42 – Macrografia da solda SALM tipo Inferior 67
Figura 43 – Macrografia da solda SALM tipo Duplo Passe 68
Figura 44 – Macrografia da solda SALM tipo Superior 69
Figura 45 – Média da microdureza para SALM por carretel 70
Figura 46 – Média da microdureza para SALM superior 71
Figura 47 – Média da microdureza para SALM inferior 71
Figura 48 – Média da microdureza para SALM de duplo passe.....72
Figura 49 – Perfil de tensões residuais para o processo SALM por carretel: direção longitudinal (X), direção transversal (Y).....74
Figura 50 – Perfil de tensões residuais para o processo SALM superior: direção longitudinal (X), direção transversal (Y).....75

Figura 51 – Perfil de tensões residuais para o processo SALM inferior: direção longitudinal (X), direção transversal (Y).....76
Figura 52 – Perfil de tensões residuais para o processo SALM de duplo passe: direção longitudinal (X), direção transversal (Y).....77

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Parâmetros gerais do processo SALM 26
Tabela 2 - Ligas de alumínio da série 1XXX - 9XXX 33
Tabela 3 - Ligas de alumínio da série 1XX.X - 9XX.X 34
Tabela 4 – Têmperas T para ligas de alumínio 35
Tabela 5 – Composição química da liga AA 7181 55
Tabela 6 – Densidade da liga AA 7181 55
Tabela 7 – Composição química da liga AA 7475 55
Tabela 8 – Densidade da liga AA 7475 56
Tabela 9 – Parâmetros de soldagem 58

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Aluminum Alloy
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
DIC	Rastreamento de Imagens Digitais
FSW	Friction Stir Welding
FIB	Fresamento de núcleo com Feixe de Íons Focalizados
HK	Dureza Knoop
HV	Dureza Vickers
PCBN	Nitreto Cúbico de Boro Policristalino
SALM	Solda por Atrito Linear e Mistura
TWI	The Welding Institute
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTMA	Zona Termo Mecanicamente Afetada
ZRD	Zona de Recristalização Dinâmica

LISTA DE SÍMBOLOS

F – Força aplicada

K – Constante da geometria da ferramenta

n – Velocidade de rotação da ferramenta

P – Pressão exercida

Q – Calor resultante

r – Raio do ombro

ε_r – Deformações radiais

ε_θ – Deformações tangenciais

μ – Coeficiente de atrito

σ_x – Tensões em x

σ_r – Tensões radiais

σ_θ – Tensões tangenciais

$\tau_{r\theta}$ – Tensões cisalhantes

ω – Velocidade da ferramenta rotativa

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 16

1.1 JUSTIFICATIVA 16

1.2 OBJETIVOS 17

1.2.1 Objetivos gerais 17

1.2.2 Objetivos específicos 17

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 18

2.1 FRICTION STIR WELDING 18

2.1.1 Parâmetros de soldagem 20

2.1.2 Solda fria e solda quente 27

2.1.3 Zonas afetadas pelo calor 29

2.1.4 Solda SALM convencional e Carretel 32

2.1.5 SALM em ligas de alumínio 33

2.1.5.1 Ligas Al-Zn 36

2.1.6 SALM em ligas dissimilares 37

2.1.4.1 Material para as ferramentas 38

2.1.7 Defeitos 39

2.2 TENSÕES RESIDUAIS 43

2.2.1 Técnicas de medição 44

2.2.2 Método do Furo-cego 45

2.2.2.1 Teoria da técnica do Furo-cego 47

2.2.3 Método da difração de raios-X 50

2.3 MICRODUREZA 51

3 MATERIAIS E MÉTODOS 55

3.1. PROPRIEDADES DAS LIGAS AA 7181 E AA 7475 55

3.2 SOLDAGEM 56

3.3 DUREZAS VICKERS 60

3.4 MEDIDAS DE TENSÃO RESIDUAL 62

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO 66

4.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA 66

4.2 DUREZA VICKERS 70

4.3 TENSÕES RESIDUAIS 74

5 CONCLUSÃO 80

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 81

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA 82

1 INTRODUÇÃO

1.1 JUSTIFICATIVA

A indústria aeronáutica tem grande importância econômica e histórica. Não só o Brasil, como o mundo, enfrentou um grande recesso em seu mercado interno, com aumento do desemprego, diminuição da produção nos mais diversos setores e migração de empresas devido à crise pandêmica enfrentada no ano de 2020. O setor aeronáutico, um dos mais afetados, com quedas expressivas nos números de voos domésticos e venda de novas aeronaves, começa a retomar suas atividades e investir no futuro tecnológico, uma característica pela qual sempre foi conhecida. [1]

Uma das várias tecnologias empregadas no processo de fabricação de uma aeronave é o processo de soldagem. Em especial, devido a sua leveza e resistência mecânica, o alumínio é um dos principais materiais utilizados na estrutura de uma aeronave, podendo representar até 80% do peso estrutural. É essencial que a solda garanta o bom funcionamento da estrutura e não seja, portanto, o ponto de falha do componente. A soldagem por atrito linear e mistura (SALM) vem se mostrando com uma excelente solução para esse mercado, por se tratar de um processo em que a solda ocorre sem que o material seja levado ao seu ponto de fusão, permitindo a solda de ligas de alumínio antes tidas como não soldáveis. [1]

Levando-se em consideração as questões mencionadas, este trabalho procura estudar a dureza, bem como as tensões residuais presentes nas ligas de alumínio soldadas, através da técnica de soldagem por atrito linear e mistura. Também foi realizada uma análise macroestrutural a fim de se compreender os efeitos de tal técnica na matriz do material.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivos gerais

Este trabalho tem como objetivo analisar e caracterizar as soldas de chapas espessas de liga de alumínio dissimilares utilizando quatro métodos de soldagem por atrito linear e mistura (SALM) através de sua dureza, tensões residuais e macroestrutura.

Comparar, então, os resultados obtidos entre si a fim de entender as vantagens que tal técnica pode propiciar para as ligas estudadas.

1.2.2 Objetivos específicos

Os resultados apresentados poderão ser utilizados para embasar a decisão da aplicação de tal método para a solda de ligas dissimilares de alumínio da série 7XXX, em especial das ligas AA7181 e AA7475, na indústria aeronáutica.

Espera-se evidenciar as principais diferenças macroestruturais entre os métodos de solda utilizados.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 FRICTION STIR WELDING

Friction Stir Welding (FSW) ou Solda por Atrito Linear e Mistura (SALM) é um processo recente e desenvolvido por Thomas Wayne no "*The Welding Institute*" (TWI) e patenteado em dezembro de 1991. Por algum tempo permaneceu como uma técnica laboratorial, mas, logo a tecnologia de SALM começou a mostrar suas vantagens, principalmente, na área envolvendo ligas de alumínio. [2]

Solda por Atrito Linear e Mistura é um processo que ocorre com o material em seu estado sólido, ou seja, o material não atinge o seu ponto de fusão durante a soldagem. Essa característica se mostra extremamente vantajosa em situações que as condições e propriedades originais do metal de base devem ser preservadas o máximo possível. [2,3]

A soldagem do tipo SALM é comumente utilizada para ligas de alumínio e peças de elevada espessura que geralmente não permitiriam tratamento térmico posterior a soldagem, de maneira a preservar tratamentos térmicos, como a têmpera, anteriores ao processo. As ligas de alumínio da série 2XXX e 7XXX, consideradas não soldáveis, agora são passíveis de soldagem utilizando-se do processo SALM. [2,3]

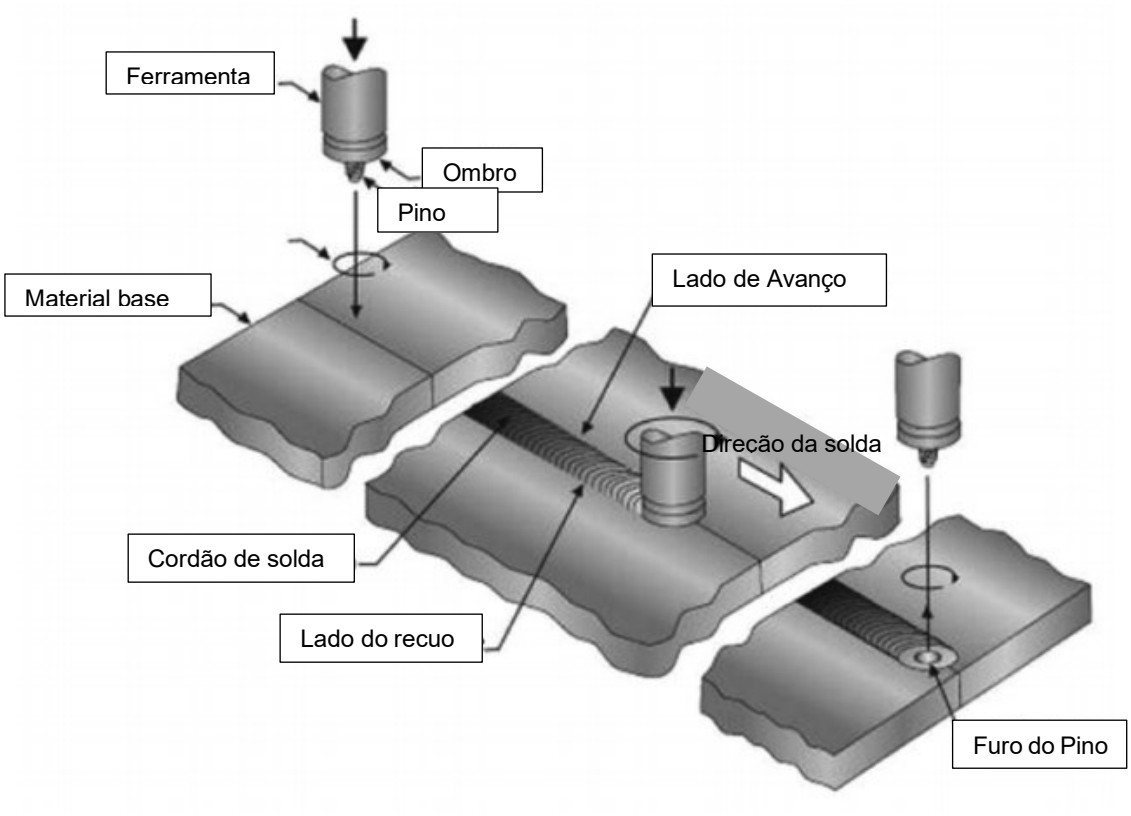
Uma das grandes vantagens da SALM é a de não apresentar as falhas comuns ligadas a processos de soldagem onde ocorre a fusão do metal de base, como porosidade, segregação de elementos de liga, microestrutura grosseira, entre outros. [3]

As primeiras décadas de evolução do SALM concentraram-se principalmente nas ligas de alumínio, devido a capacidade que essa tecnologia possui de soldar sem atingir o ponto de fusão. Seu grande sucesso com alumínio na indústria vem da capacidade de unir tanto ligas similares quanto dissimilares em uma ampla gama de espessuras, que podem variar de 1 a 75 mm. Atualmente, outras ligas, como as de magnésio, ferrosas, de titânio, cobre, níquel, entre outros vêm sendo estudadas. [2,4]

O processo de soldagem da Solda por Atrito Linear e Mistura é relativamente simples. Consiste em uma ferramenta rotativa não-consumível, de material com resistência superior ao metal de base a ser soldado, que possui um ombro (*shoulder*) de diâmetro largo e um pino (*pin*), que penetra o metal base a uma profundidade pré-definida. O movimento rotativo da ferramenta que penetrou o metal base produz calor

devido ao atrito gerado. Outra contribuição para o calor gerado é o calor devido ao processo adiabático proveniente da deformação plástica do metal base durante a movimentação da ferramenta; o calor gerado facilitará as movimentações necessárias para que ocorra o processo que gerará a soldagem. O esquema de como a técnica é empregada pode ser observado na Figura 1. O material de cada junta é unido através da deformação plástica e difusão atómica entre as partes. Esse processo se baseia, portanto, na conversão direta de energia mecânica em energia térmica. [4]

Figura 1 - Funcionamento do processo SALM



Fonte: Adaptado de MISHRA, 2017

A deformação plástica em alta temperatura leva ao amolecimento do material ao redor do pino, o que faz com que o material se mova junto com a rotação da ferramenta e, assim, migre entre as partes da junta formando, então, o cordão de solda. A ferramenta possui um largo diâmetro do ombro a fim de evitar que ocorra um escoamento descontrolado do metal base, devido à alta temperatura, o que poderia levar a defeitos na solda. O consumo de energia durante o processo é cerca de 2% a 5% do consumo em processos baseados em arco. [4]

Como a temperatura máxima do processo fica abaixo do ponto de fusão do metal base, a redução da resistência da junta soldada é consideravelmente menor do que nos processos convencionais. [5]

2.1.1 Parâmetros de soldagem

No processo SALM a formação da junta soldada se dá sem que ocorra a fusão do metal base. No entanto, não é desprezível, o calor gerado na região do cordão de solda tende a ser entre 80% e 90% do necessário para a fusão do material. [2]

No SALM, diferentemente dos processos convencionais de soldagem, os parâmetros típicos como corrente e voltagem não estão presentes, já que o calor gerado é proveniente de esforço mecânico transformado em energia térmica através da força, rotação e atrito da ferramenta. Um modelo simplificado que pode descrever o calor gerado é representado na equação 1, retirada do ESAB Technical Handbook [2]:

$$Q = \mu * \omega * F * K \qquad (1)$$

Onde:

- Q é o calor resultante
- μ é o coeficiente de atrito
- ω é a velocidade da ferramenta rotativa
- F é a força aplicada
- K é uma constate da geometria da ferramenta

As principais variáveis a serem controladas durante o processo para se obter a combinação necessária entre calor e pressão na solda são: a velocidade de rotação da ferramenta, a pressão axial, a velocidade de soldagem e o tempo de soldagem. O ajuste é feito de maneira que o calor produzido favoreça ao máximo a deformação plástica do material, a fim de permitir a qualidade adequada do cordão de solda. [6]

Apesar de apenas 4 parâmetros serem tipicamente controlados durante uma solda SALM, deve-se atentar a outros fatores para que uma solda com qualidade adequada seja produzida. São eles [6]:

- Geometria da ferramenta
- Velocidade de penetração
- Velocidade de rotação e direção da ferramenta
- Velocidade de translação da ferramenta
- Força aplicada
- Tempo de espera no início da solda
- Sistema de fixação
- Ângulo da ferramenta
- Controle durante as etapas do processo (Força e posição)
- Pré-aquecimento e temperatura do metal base.

Olhando mais atentamente para os principais parâmetros a serem controlados tem-se:

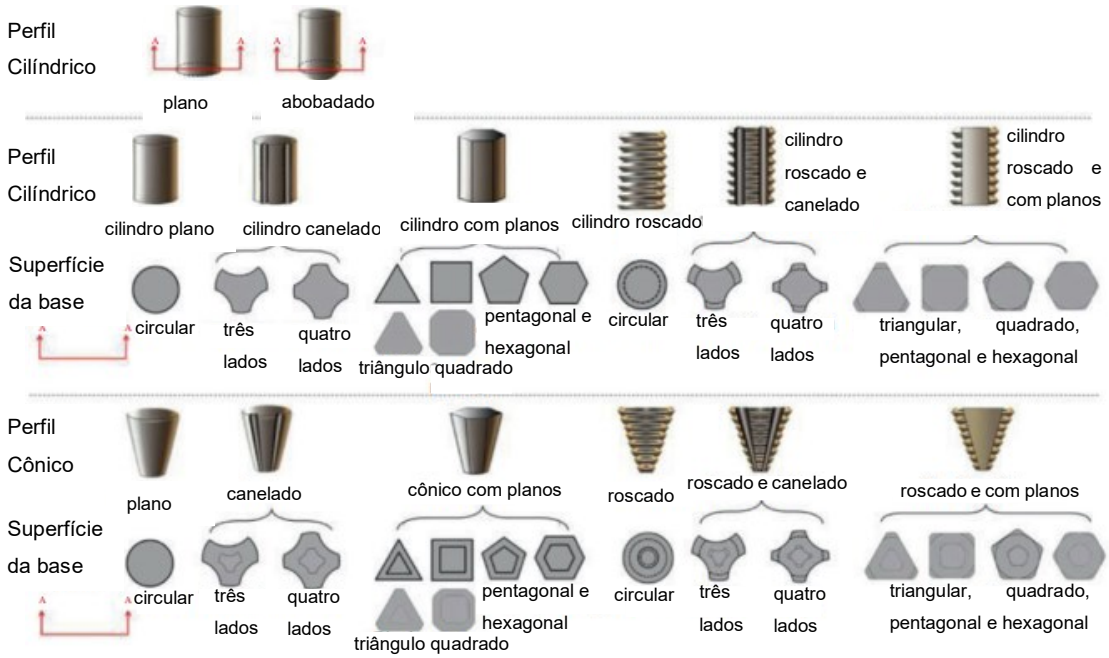
A. Geometria da Ferramenta

A geometria da ferramenta é uma das variáveveis de maior influência durante o desenvolvimento do processo. A geometria atua diretamente no fluxo de material e, portanto, define em qual taxa de velocidade transversal a solda SALM poderá ocorrer. Otimizar a geometria da ferramenta é essencial e produzir uma maior taxa de calor ou uma “mistura” mais eficiente oferece dois principais benefícios: uma melhor “quebra” da camada de óxidos gerada e uma melhor produção de calor, permitindo velocidades mais altas de soldagem e de melhor qualidade. [6]

O pino da ferramenta de SALM é responsável por produzir calor através do processo adiabático proveniente da deformação plástica do material ao seu redor. Nas primeiras ferramentas desenvolvidas esse componente era liso e passou para roscado. A rosca é feita de tal maneira que favoreça o transporte de material para a base do pino, a fim de garantir uma melhor compactação. O design evoluiu gradativamente, passando de uma forma cilíndrica para geometrias cônicas, apresentando menores forças transversais devido a menor área de superfície quando comparada a cilíndrica. O pino cônico pode apresentar tanto roscas completas como espirais separadas, sendo que a produção das espirais separadas é mais simples e, de maneira geral, menos eficiente que a roscada. Na Figura 2 podemos observar uma

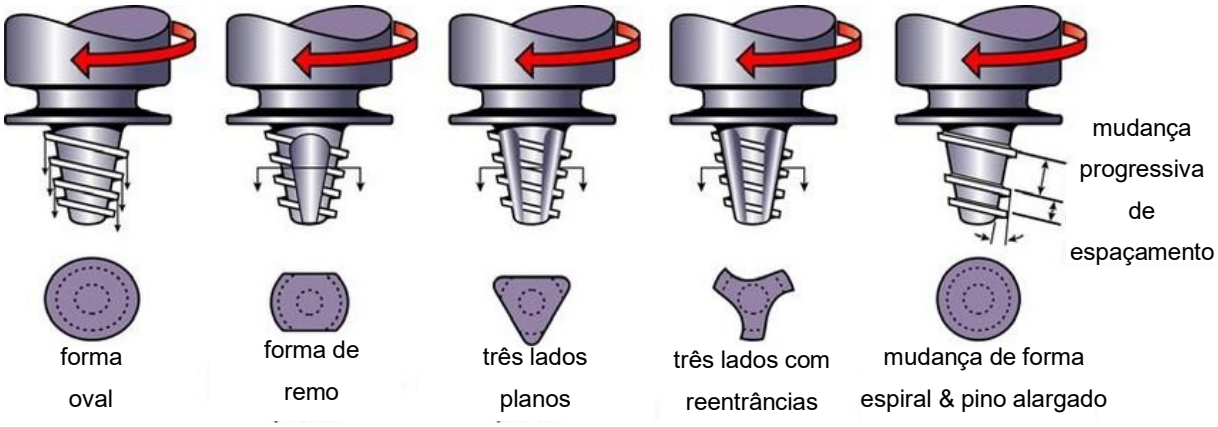
variedade de geometrias de ferramentas. Um dos mais recentes modelos de pino desenvolvidos é o do tipo *Whorl* (Figura 3), que reduz o volume deslocado de material em até 60% quando comparado com um pino cilíndrico de mesmo diâmetro, sendo a sua principal diferença o design de suas hélices. [4,7]

Figura 2 - Diversas geometrias e características de pinos



Fonte: Adaptado de MISHRA, 2017

Figura 3 – Diversos designs de pinos do tipo *Whorl*



Fonte: Adaptado de MASHININI M. P., 2010

A ferramenta deve ser de material mais resistente que o metal base sendo soldado e deve possuir propriedades adequadas para suportar altas temperaturas. Para ligas de alumínio, normalmente são utilizados ferramentais fabricados em H13

ou D2 para chapas com espessuras inferiores a 12 mm. Para chapas espessas e maior vida útil da ferramenta, ligas de cobalto de alta dureza, como a MP159, podem ser utilizadas. [4]

B. Influência da velocidade rotativa e transversal

A velocidade rotativa da ferramenta varia geralmente em um intervalo de 75 a 105 m/min (metros por minuto). Devido aos altos torques gerados durante a soldagem, velocidades muito baixas não são recomendadas. Já velocidades muito elevadas podem produzir uma zona termicamente afetada mais ampla. [7]

Através de uma análise térmica do processo SALM feita por Fu Z., He D. e Wang H., chegou-se que o calor Q por área e tempo é [8]:

$$Q = \int_0^R \omega 2\pi\mu P r^2 dr \qquad (2)$$

Onde:

Q é a potência líquida (em W/m^2)

ω é a velocidade angular (em rotações/s)

μ é o coeficiente de atrito

r é o raio do ombro da ferramenta (em m)

P é a pressão exercida na interface (assumida constante)

Substituindo ω por $\frac{1}{30}\pi n$ na equação 2, teremos [8]:

$$Q = \int_0^R \frac{2}{30}\pi^2\mu P n r^2 dr = \frac{1}{45}\pi^2\mu P n * (R^3 - r^3) \qquad (3)$$

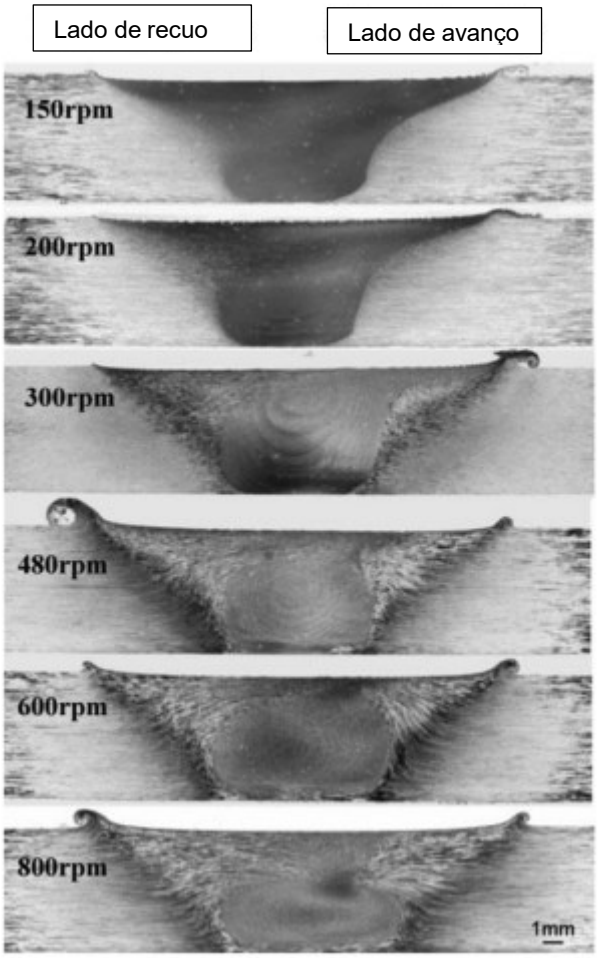
Onde n é velocidade de rotação da ferramenta (em rad/min).

Com isso, fica evidenciado que a rotação da ferramenta é um dos principais fatores que afetam o calor produzido devido ao atrito. Uma velocidade baixa de rotação pode não gerar o calor necessário para garantir uma boa fluidez do material,

impedindo a difusão e a recristalização do metal, o que pode levar a defeitos na solda. Da mesma maneira, com uma rotação muito alta, temos um excesso de calor devido ao atrito, podendo ocasionar regiões em que se atinja a temperatura de fusão do material, deixando de ser um processo no estado sólido. [8]

Na Figura 4 podemos observar a influência da velocidade de rotação na microestrutura de uma solda SALM em um liga AA2524-T351. Quanto maior a velocidade de rotação, maior é a taxa de calor gerado, influenciando diretamente na microestrutura do cordão de solda bem como na área termicamente afetada, sendo perceptível o aumento da região termicamente afetada com o aumento da velocidade de rotação. [4]

Figura 4 - Efeito da velocidade de rotação na zona termicamente afetada



Fonte: Adaptado de MISHRA, 2017

A velocidade de soldagem varia de acordo com a liga que se deseja soldar, a espessura do material e o equipamento que se tem disponível para realização do

SALM. Como exemplo, para uma chapa de 5 mm de espessura de uma liga AA6082 pode-se chegar a velocidades de soldagem de 2000 mm/min (milímetros por minuto). Sendo que, de maneira geral, o tempo gasto no processo SALM representa de 15% a 20% do tempo total de manufatura. [7]

A velocidade transversal é também responsável pelo controle da taxa de aquecimento e resfriamento do metal base durante a solda. De maneira similar ao que ocorre com a velocidade de rotação, caso a velocidade transversal seja muito baixa, teremos um superaquecimento do material, podendo levar a fusão do metal base e, consequentemente, termos porosidade, micro trincas e irregularidade da superfície do cordão de solda. Já com uma velocidade transversal muito elevada, não teremos a geração de calor necessário para permitir o fluxo de material e não será possível a realização da solda. [4]

C. Força Axial

A pressão aplicada pela ferramenta sobre o metal base é um importante parâmetro de influência no gradiente de temperatura devido ao atrito, além do torque e potência. A força aplicada deve ser tal que permita uma ótima interação entre as superfícies em contato, prevenindo a contaminação atmosférica. A carga a ser utilizada depende do material e geometria da peça a ser soldada. [7]

Pressões muito baixas levam a um aumento da zona termicamente afetada devido à baixa potência, além disso, o metal pode “transbordar” para regiões da superfície do metal base. Pressões muito altas podem levar para uma mistura forçada do metal base ainda frio, impedindo uma ótima mistura e, em casos mais críticos, a formação do cordão de solda. [7,8]

D. Tempo de aquecimento

O aquecimento, apesar de ser considerado um dos parâmetros básicos, é governado pela velocidade de rotação da ferramenta e da pressão aplicada. O tempo ao qual o material é aquecido vai determinar a fluidez do processo, facilitando a deformação plástica do metal base. [7]

E. Seleção dos parâmetros

A seleção dos parâmetros depende de diversos fatores como: material a ser soldado, geometria, ferramental disponível, equipamentos, entre outros.

Na Tabela 1, temos um compilado de parâmetros gerais utilizados para o processo SALM. [9]

Tabela 1 - Parâmetros gerais do processo SALM

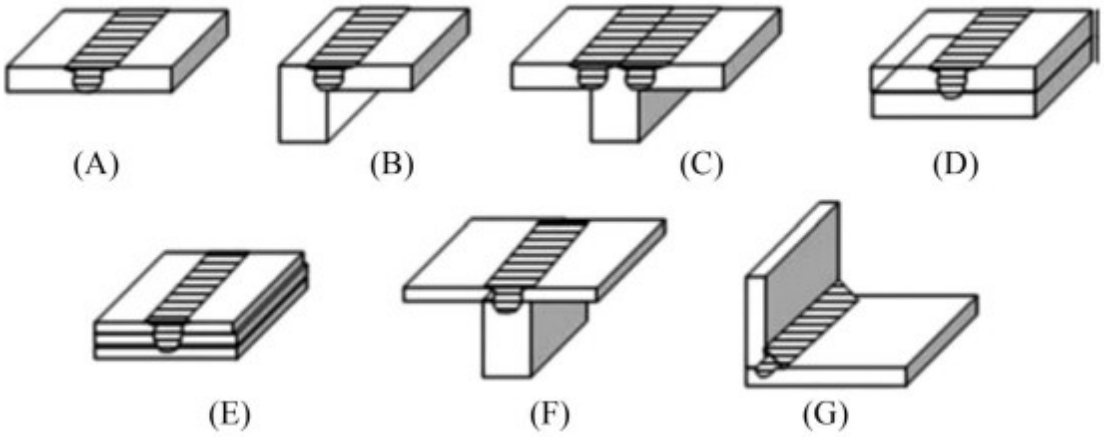
Parâmetro SALM	Valores
Diâmetro do ombro ($Øs$)	10 – 25 mm
Diâmetro do pino ($Øp$)	4 – 7.5 mm (base). 3 – 4 mm (ponta)
Comprimento do pino (lp)	2.5 – 7.5 mm
Ângulo da ferramenta (α)	0 – 12°
Velocidade de rotação (N)	300 – 5400 rpm
Velocidade transversal (v)	20 – 475 mm/min
Força axial (Fz)	220 – 12000 N

Fonte: Adaptado de R. A. Gite, P. K. Loharkar e R. Shimpi, 2019

F. Configuração da Junta

Inicialmente, a maioria das soldas pelo processo SALM eram realizadas na configuração de topo. As configurações mais comuns para o SALM são a de topo e a de superposição, porém, atualmente é possível realizar uma grande variedade de outras configurações, como soldas em T, duplo T, sobre-cabeça de topo, entre outras. Na Figura 5 podemos observar as configurações mais comumente utilizadas. [2]

Figura 5 - Configurações de junta para SALM: (A) solda topo, (B) solda topo de borda, (C) solda T topo, (D) junta sobreposta, (E) múltiplas juntas sobrepostas, (F) sobreposição em T, (G) junta horizontal



Fonte: MISHRA, 2017

2.1.2 Solda fria e solda quente

A razão entre a velocidade de rotação da ferramenta e a velocidade transversal (equação 4) conhecida como “weld pitch ratio”, proporciona uma maneira de classificar o padrão de escoamento de material na região da solda SALM. Apesar de poder variar, dependendo de parâmetros e tecnologias utilizadas, como geometria da ferramenta, material e espessura, para as ligas de alumínio pode-se classificar a solda SALM como sendo de quente à fria, através do critério em (5). [10]

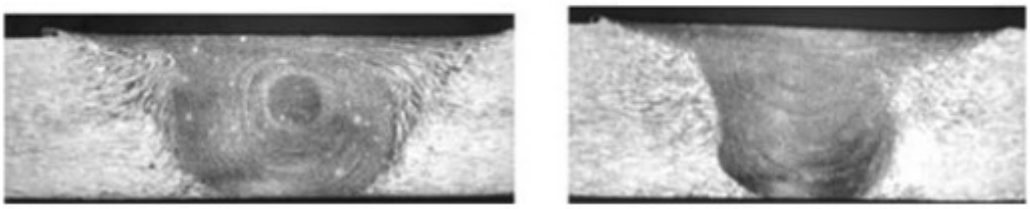
$$weld\ pitch\ ratio = \frac{N[rpm]}{v[mm/min]}[rev/mm] \tag{4}$$

$$\begin{cases} \frac{N}{v} > 4 \Leftrightarrow condição\ quente \\ 2 \leq \frac{N}{v} \leq 4 \Leftrightarrow condição\ intermediária \\ \frac{N}{v} < 2 \Leftrightarrow condição\ fria \end{cases} \tag{5}$$

Na Figura 6, observa-se a macroestrutura típica para as condições de solda quente e fria, de uma solda SALM em liga de alumínio AA6056 com espessura de 3,9 mm. [10]

Figura 6 – Macrografia de uma solda quente e fria em liga de alumínio

$$\frac{N}{v} = \frac{2000}{500} = 4 \qquad \frac{N}{v} = \frac{1600}{800} = 2$$



Fonte: Adaptado de, VILAÇA P. e THOMAS W., 2011

A classificação de solda quente e fria para ligas de alumínio foi resultado de uma extensa experiência obtida através de análises metalúrgicas e medições de temperatura realizadas durante processos de SALM. Algumas das principais diferenças encontradas no escoamento de material e aporte de calor entre a solda quente e fria são [10]:

- Para soldas frias, a ZTA é menor enquanto a ZTMA é maior. Isto ocorre, pois, devido menor viscosidade da região soldada, o efeito de arraste de material é mais elevado e, assim, a ZTMA se torna mais larga, tendo o calor mais concentrado no lado de recuo da ferramenta. Esta condição de processo possibilita soldas mais produtivas.
- Para soldas quentes, a ZTA é maior enquanto a ZTMA é menor. A maior parte da deformação plástica se dá próxima ao pino da ferramenta e o calor gerado devido ao atrito entre a ferramenta e o material base é mais elevado. De maneira geral, o calor gerado é distribuído uniformemente entre o lado de avanço e recuo da ferramenta. Esta condição de processo tipicamente resulta em um bom aspecto superficial, devido a baixa distância entre as ondulações geradas no cordão de solda.
- Para soldas intermediárias, de modo usual, se obtêm os melhores conjuntos de propriedades para as juntas soldadas.

2.1.3 Zonas afetadas pelo calor

O primeiro pesquisador a classificar a microestrutura gerada com a solda SALM foi P. L. Threadgill. Seu trabalho foi baseado em ligas de alumínio e, em estudos posteriores, descobriu-se que o comportamento em ligas de alumínio não é o típico encontrado para a maioria dos materiais metálicos. [8]

O TWI (The Welding Institute) desenvolveu então um esquema revisado (Figura 6) da microestrutura que foi aceita pela Friction Stir Welding Licensees Association. [11]

Figura 7 - Microestrutura típica formada no processo SALM

Fonte: Adaptado de The Welding Institute

Onde:

A – Região não afetada do material;

B – Zona Termicamente Afetada (ZTA);

C – Zona Termo Mecanicamente Afetada (ZTMA);

D – Núcleo da Solda.

A microestrutura da região afetada pela solda SALM é dividida em quatro regiões distintas, como visto na Figura 7 [8]:

1) A região A é a zona afastada da solda, a qual não sofreu nenhuma deformação e, mesmo que tenha recebido algum calor, não foi afetada termicamente, sem sofrer alterações nas suas propriedades mecânicas ou microestrutura;
2) A região B é a primeira zona onde o material sofreu um ciclo térmico capaz de alterar sua microestrutura e/ou suas propriedades mecânicas. Não há, porém, a presença de deformações plásticas nesta área.
3) Na região C o material sofreu deformações plásticas induzidas pela ferramenta da solda SALM. Além disso, o calor gerado terá também afetado as

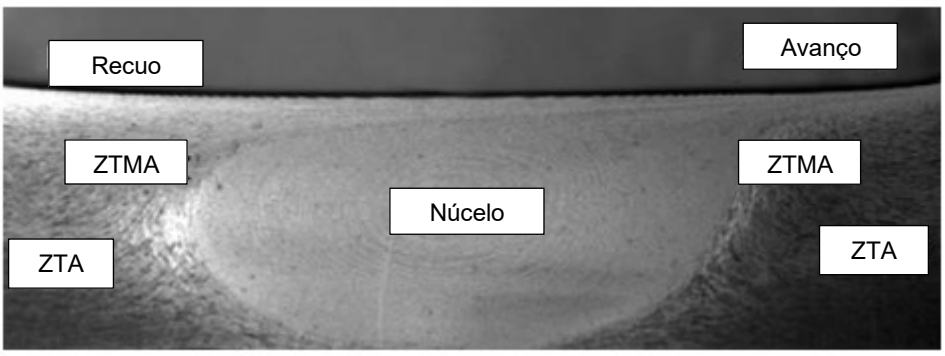
características e propriedades dessa região. No caso do alumínio, é possível obter grandes deformações plásticas sem que o fenômeno de recristalização ocorra, geralmente possuindo uma clara diferença entre a área onde ocorreu a recristalização e a deformada plasticamente (Figura 10). Já para os outros metais, a distinção entre essas zonas não é perceptível, sendo que a região ZTMA aparenta uma recristalização em toda sua área.

4) A região D, se refere a área que sofreu recristalização e é comumente chamada de núcleo da solda.

Essa zona é caracterizada por sofrer intensa deformação plástica e possuir grãos finos devido a recristalização. É por muitas vezes também conhecida como zona de recristalização dinâmica (ZRD). De maneira geral, sua forma pode variar intensamente conforme o material, ferramenta e parâmetros utilizados [8].

Na Figura 8 pode-se observar uma macrografia de uma liga 7075A-T651 que apresenta a estrutura típica mencionada, com cada zona bem definida e facilmente distinguível. [12]

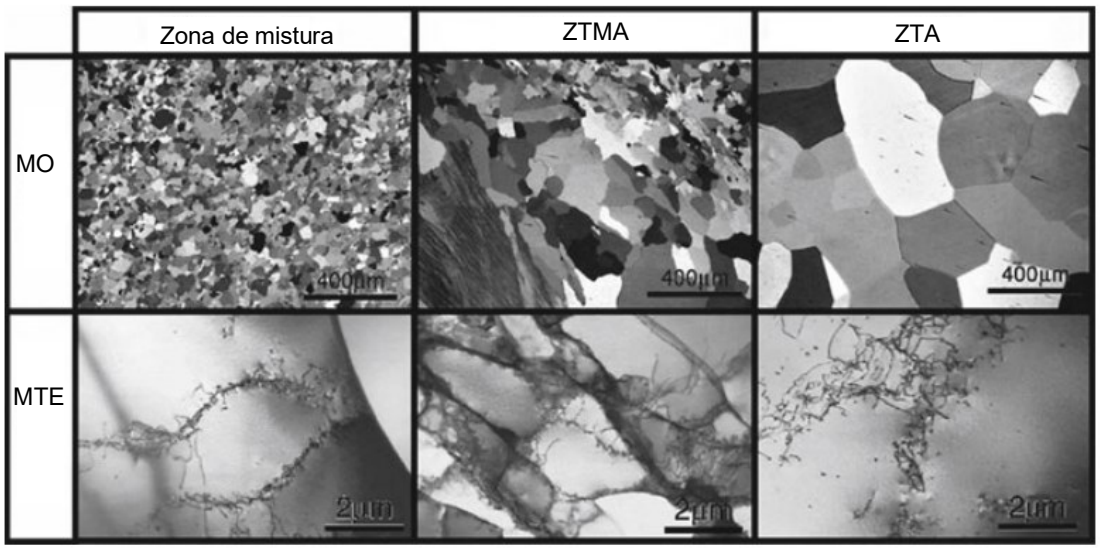
Figura 8 - Macrografia típica indicando as zonas termicamente afetadas



Fonte: Adaptado de MISHRA e MA, 2005

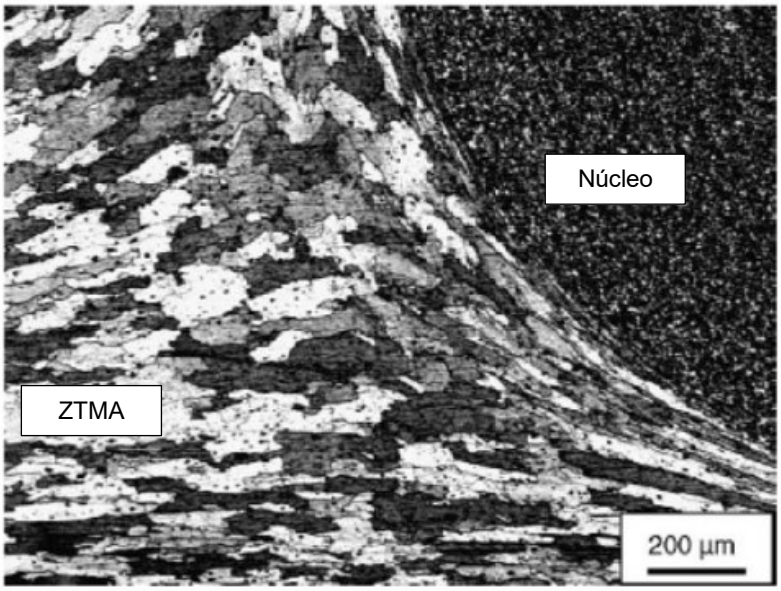
Na Figura 9 podemos ver a micrografia típica dessas zonas em uma liga de alumínio 1080 e na Figura 10 a microestrutura de uma liga de alumínio 7075. Nelas, podemos observar as deformações mecânicas sofridas pelos grãos na estrutura cristalina do material, bem como as áreas que tiveram um aporte de calor suficiente para que se desse início à recristalização dos grãos. [5,12]

Figura 9 - Micrografia das zonas típicas termicamente afetadas em liga de alumínio 1080



Fonte: Adaptado de FUJI, 2019

Figura 10 - Microestrutura da Zona Termo Mecanicamente Afetada de uma liga de alumínio 7075



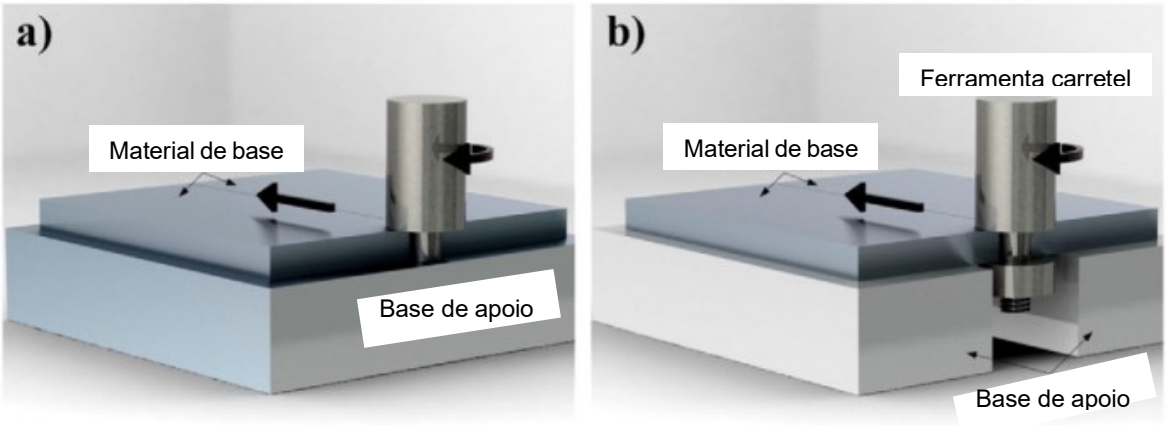
Fonte: Adaptado de MISHRA e MA, 2005

2.1.4 Solda SALM convencional e Carretel

O método convencional de processo SALM requer a utilização de um material base de apoio ou estrutura semelhante abaixo da solda, o que limita o processo a configurações mais simples de soldagem. Além disso, falhas na raiz do cordão de solda e altas forças de trabalho, notavelmente a força de compressão, geradas durante o processo de soldagem, e uma distribuição de calor desbalanceada são alguns dos problemas enfrentados no processo SALM. [13]

O uso de uma ferramenta do tipo carretel, no chamado *bobbin friction stir welding* (BFSW), vem apresentando grande potencial para superar algumas das limitações encontradas nos processos convencionais de SALM com soldagem em apenas um dos lados. O processo BFSW é realizado com uma ferramenta composta por um pino e dois ombros, um em contato com a superfície superior da peça e o outro em contato com a superfície inferior da peça, na Figura 11 pode-se observar um esquema mostrando um processo SALM convencional em (a) e um processo BFSW em (b). A utilização de dois ombros permite balancear as forças aplicadas sobre a peça de cada ombro e assim eliminar a força líquida de compressão. Além disso, o risco de falhas na raiz do cordão de solda é eliminado com esse design de ferramenta. Devido a distribuição de calor mais homogênea, o processo BFSW apresenta soldas sólidas com um cordão de solda transversal com muito menos distorções. Ademais, o processo BFSW permite um incremento na velocidade de soldagem, assim, aumentando a eficiência em soldas de materiais espessos. [13]

Figura 11 – Esquema de um processo: (a) SALM e (b) BFSW



Fonte: Adaptado de M. ESMAILY et. al., 2016

2.1.5 SALM em ligas de alumínio

O alumínio e suas ligas são um dos metais mais utilizados no campo da engenharia, sendo constantemente levado ao limite a fim de competir contra os aços nas mais diversas aplicações. Possui uma densidade aproximadamente três vezes menor que a do aço, uma resistência à deformação três vezes menor (módulo de elasticidade médio de 70 GPa) e um coeficiente de transmissão de calor três vezes mais alto (regra dos “três três”). [2]

A soldagem de ligas de alumínio é tipicamente dificultada devido sua alta condutividade térmica associada a camadas de óxidos protetivas formadas durante processos que envolvem a fusão do metal base, como por exemplo, em soldas do tipo MIG. É necessário que essa camada de óxido seja “quebrada”, associada a um alto controle da taxa de aquecimento, a fim de evitar expansões térmicas excessivas do material. Como já mencionado ao longo deste trabalho, o processo de solda por atrito linear e mistura se mostra altamente eficaz para esta finalidade. [2]

São muitas as ligas comerciais de alumínio utilizadas nos mais diversos campos da engenharia, com os mais variados elementos de liga, a fim de garantir as propriedades necessárias para a aplicação desejada. Nas tabelas 2 e 3 temos um compilado das diversas séries que encontramos no mercado de ligas de alumínio com seus principais elementos de liga. [2]

Tabela 2 - Ligas de alumínio da série 1XXX - 9XXX

Série	Principal elemento de liga
1xxx	Alumínio, mínimo de 99,00% ou mais
2xxx	Cobre
3xxx	Manganês
4xxx	Silício
5xxx	Magnésio
6xxx	Magnésio e Silício
7xxx	Zinco
8xxx	Outros elementos
9xxx	Série não utilizada

Fonte: Adaptado de ESAB Technical Handbook.

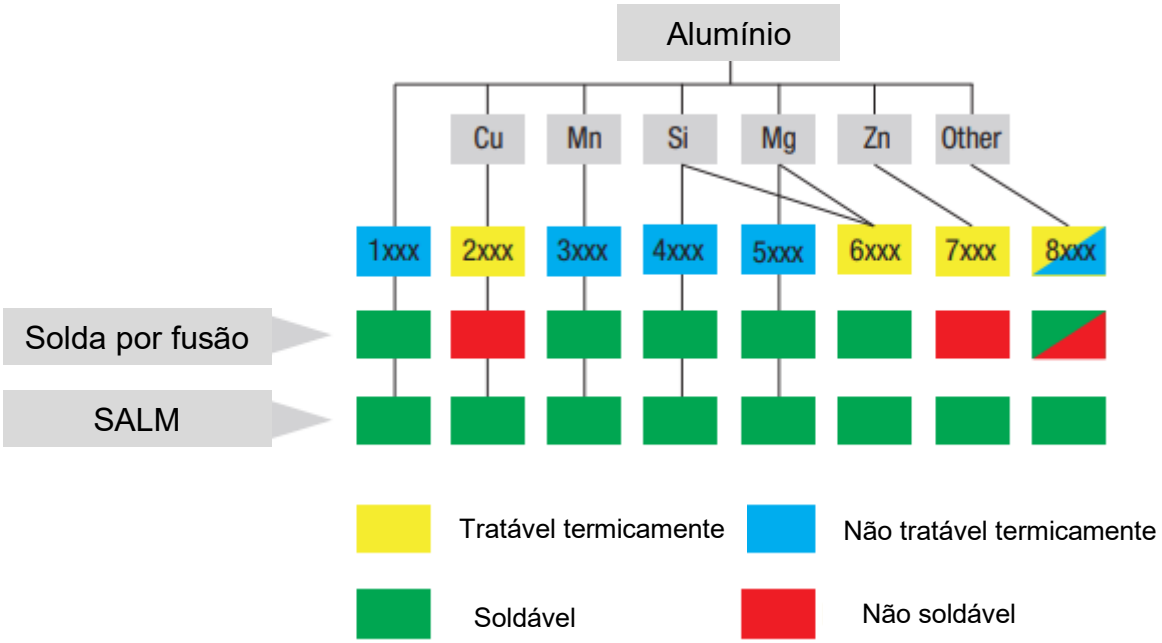
Tabela 3 - Ligas de alumínio da série 1XX.X - 9XX.X

Série	Principal elemento de liga
1xx.x	Essencialmente alumínio puro
2xx.x	Cobre
3xx.x	Silício + Cobre e/ou magnésio
4xx.x	Silício
5xx.x	Magnésio
6xx.x	Série não utilizada
7xx.x	Zinco
8xx.x	TiN
9xx.x	Outros elementos

Fonte: Adaptado de ESAB Technical Handbook.

O TWI também elaborou um diagrama (Figura 12), indicando os processos de soldagem indicados para as diferentes séries de ligas de alumínio, ressaltando a possibilidade da utilização de soldas por fusão ou do processo SALM.

Figura 12 - Soldabilidade de diferentes ligas de alumínio



Fonte: Adaptado de ESAB Technical Handbook.

Além disso, é possível alterar as propriedades mecânicas através de um tratamento térmico apropriado para as ligas tratáveis de alumínio. O principal tratamento térmico utilizado nesses casos é o de têmpera, que são classificadas da seguinte maneira, de acordo com o processo ao qual foram submetidos os materiais a serem tratados [14]:

a) F – Como fabricada: quando não se é empregado nenhum tipo de controle no ajuste das condições térmicas ou de encruamento em materiais obtidos por processo de conformação.
b) O – Recozida: o material apresenta o seu menor valor de resistência mecânica após acabado.
c) H – Encruada: materiais que obtiveram aumento de resistência mecânica através de deformação plástica a frio e que podem ou não serem submetidos a um recozimento ou processo de estabilização complementar. É utilizado em ligas não tratáveis termicamente.
d) W – Solubilizado: envelhecimento natural à temperatura ambiente após um tratamento da solubilização. É aplicada apenas para determinadas ligas.
e) T – Tratada termicamente: materiais que sofrem tratamento térmico com ou sem deformação plástica, produzindo propriedades físicas estáveis e diferentes das “F”, “O”, “H” e “W”.

As principais têmperas T e suas características encontram-se na tabela 4 abaixo.

Tabela 4 – Têmperas T para ligas de alumínio

Tratamento		Característica
T1	Resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável	Aplicado aos materiais que não sofrem deformação plástica a frio depois de resfriados bruscamente, após um processo de conformação a uma temperatura elevada.
T2	Resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada, encruado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável	Aplicado aos materiais que, depois de resfriados bruscamente após um processo de conformação a alta temperatura, sofrem deformação plástica a frio, a fim de aumentar a sua resistência mecânica
T3	Solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável	Aplicado aos materiais que sofrem deformação plástica a frio para aumentar a sua resistência mecânica, depois do tratamento térmico de solubilização

T4	Solubilizado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável	Aplicado aos materiais que não sofrem deformação plástica, depois do tratamento térmico de solubilização
T5	Resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada e depois envelhecido artificialmente	Aplicado aos materiais que não sofrem deformação plástica a frio, depois de resfriados bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada
T6	Solubilizado e depois envelhecido artificialmente	Aplicado em materiais que não sofrem deformação plástica, depois do tratamento térmico de solubilização
T7	Solubilizado e sobreenvelhecido	Aplicado em materiais que são estabilizados, depois do tratamento térmico de solubilização, continuando o processo de envelhecimento além do ponto de maior resistência mecânica, a fim de se controlar alguma característica especial, como, por exemplo, a estabilidade dimensional ou a resistência à corrosão sob tensão
T8	Solubilizado, encruado e depois envelhecido artificialmente	Aplicado em materiais que sofrem deformação plástica a frio, após o tratamento térmico de solubilização para aumentar a sua resistência mecânica
T9	Solubilizado, envelhecido artificialmente e depois encruado	Aplicado em materiais que sofrem deformação plástica a frio para aumentar a sua resistência mecânica, após o envelhecimento artificial
T10	Resfriado bruscamente após um processo de conformação a uma temperatura elevada, encruado e depois envelhecido artificialmente	Aplicado em materiais que sofrem deformação plástica a frio para aumentar a sua resistência mecânica

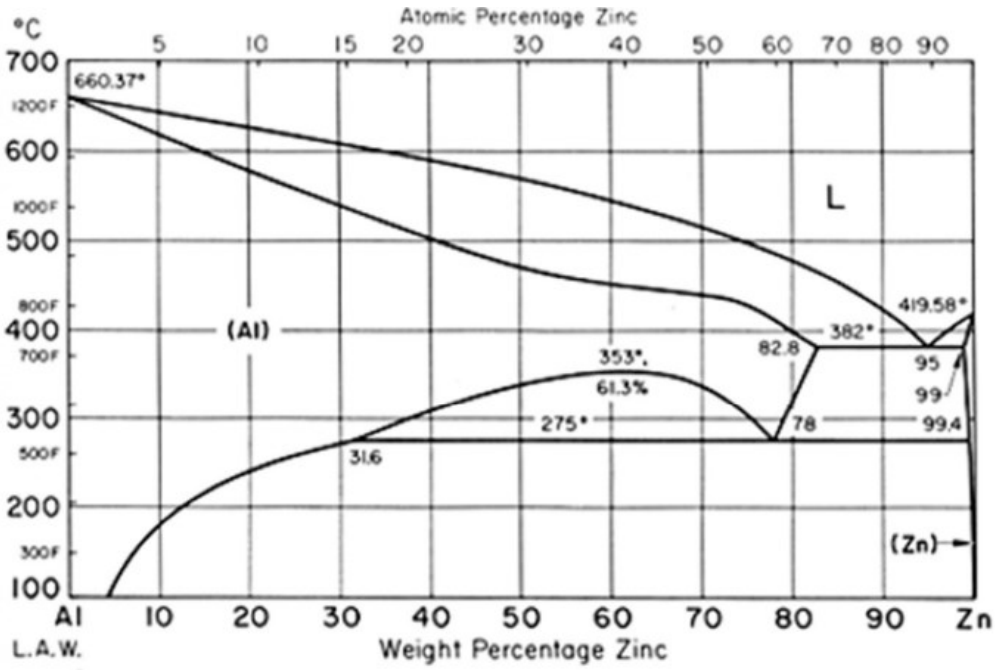
Fonte: Adaptado de ABNT NBR 6835, 2000

2.1.5.1 Ligas Al-Zn

As ligas da série 7XXX são, de maneira geral, ligas baseadas em zinco, sendo comumente estudadas através do diagrama de fases Al-Zn. As ligas de alumínio zinco podem receber tratamentos térmicos, sendo endurecíveis por precipitação. A fim de se obter ganhos em suas propriedades mecânicas, tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento são aplicados a essas ligas, sendo as ligas da série 7XXX conhecidas por apresentar os maiores valores de resistência mecânica [15].

Na Figura 13 podemos observar o diagrama de fases do sistema Al-Zn. Este mostra um ponto eutético em 95% de Zn a 382ºC.

Figura 13 – Diagrama de fases do sistema alumínio zinco



Fonte: Adaptado de OLIVEIRA J., 2017

O zinco possui uma alta solubilidade no alumínio e, portanto, apresenta baixa influência na microestrutura de ligas da série 7XXX que não apresentam outros elementos de liga. No entanto, a grande maioria das ligas de alumínio Al-Zn apresentam também outros elementos de liga em sua composição, como o cromo, manganês, zircônio, ferro, silício, entre outros. Com presença desses elementos de liga, as fases em equilíbrio com o alumínio serão a fase heta, também conhecida como M ($MgZn_2$), T ($Al_2Mg_3Zn_3$) e a fase beta (Al_3Mg_5). Essas fases serão responsáveis pelo endurecimento da liga de alumínio, sendo o magnésio importante nesse efeito por se apresentar como solução sólida na matriz [15].

2.1.6 SALM em ligas dissimilares

Há um grande foco no estudo da utilização do SALM em materiais dissimilares, principalmente relacionado a ligas de alumínio de baixas e altas temperaturas de fusão a fim de combinar suas propriedades estruturais. Além disso, metais

dissimilares de alta temperatura de fusão, como aços e ligas de titânio, também vem sendo fortemente estudados para implementação do SALM. [16,17]

I. Dinahara, K. Kalaiselvan, S.J. Vijay e P. Raja [18], fazem um compilado de alguns dos principais estudos envolvendo a solda por atrito de ligas dissimilares de alumínio brutos de fundição. Lee et al. [19, 20] utilizaram ligas dissimilares A356 e AA6061 soldadas por SALM e observou que a microestrutura da região afetada pela solda era composta principalmente por material fixado no lado de recuo e algum do lado do avanço. Lim et al. [21] estudaram a anormal baixa ductilidade à tração de ligas A356-T6 e AA6061-T651 soldadas por SALM. Segundo ele, aglomerados circulares de partículas de Si funcionaram como iniciadores de trincas levando a fratura durante tração, ocasionando na baixa ductilidade à tração. Uematsu et al. [22] estudaram o comportamento a fadiga das ligas AC4CH-T6 e AA6061-T6 e melhorou o comportamento a fadiga aplicando um tratamento térmico após a solda. Ghosh et al. [23] estudaram os efeitos da rotação e da velocidade transversal da ferramenta na resistência à tração e microestrutura de ligas A356 e AA6061-T6. Tehyo et al. [24] caracterizou a microestrutura das ligas SSM 356 e AA6061-T651 soldas por SALM e observou inúmeras zonas onde a mistura consistia das duas ligas.

2.1.4.1 Material para as ferramentas

Ferramentas de aço são comumente utilizadas quando se deseja soldar ligas dissimilares de baixa temperatura de fusão pelo processo SALM, como ligas de Al e Mg. A vantagem de se utilizar ferramentas de aço em geral para solda de ligas dissimilares de baixa temperatura de fusão são sua disponibilidade, excelente usinabilidade, baixo custo, propriedades bem definidas e baixo ou nenhum desgaste da ferramenta. Em especial o H13, uma liga de aço cromo-molibdênio trabalhada a quente e temperada ao ar, tem sido a mais frequente escolha devido a sua alta resistência mecânica em altas temperaturas, resistência a fadiga térmica e resistência a abrasão. [25]

O desgaste da ferramenta se torna especialmente importante quando se trata de soldas em materiais de média temperatura de fusão, como por exemplo entre ligas de alumínio ou manganês junto a ligas de aço ou titânio. Para estes casos, o design do processo de soldagem é crítico, uma vez que, a interface de contato da ferramenta

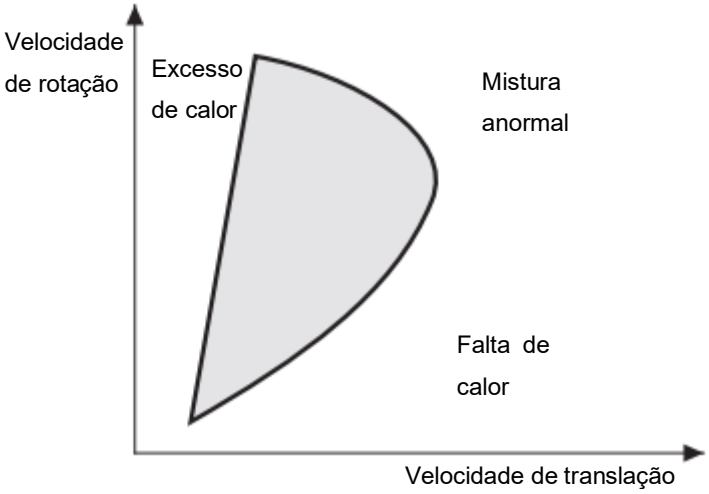
e a profundidade de penetração influenciarão diretamente no desgaste da ferramenta. [25]

Para materiais com uma alta temperatura de fusão e que, em sua maioria, apresentam também maior dureza e resistência mecânica, além de ferramentas de tungstênio, ferramentas de nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN) também são utilizadas, principalmente para aços, ligas de titânio e superligas de níquel. As excelentes propriedades do PCBN a alta temperatura permitem ao pino uma ótima resistência ao desgaste e a abrasão mesmo em grandes profundidades de penetração da solda. [25,12]

2.1.7 Defeitos

A principal causa dos defeitos que podem ocorrer durante o processo de SALM se deve a uma taxa de aquecimento inapropriada ao material sendo soldado, podendo levar a defeitos como falta de penetração, porosidade, fissuras, vazios, rebarbas excessivas, desgaste devido a adesão na superfície (*galling*), colapso do núcleo (*nugget*), o defeito de falta de contato entre as superfícies soldadas (*kissing bonds*), entre outros. Estes defeitos podem ser divididos em duas categorias, falhas volumétricas e falhas na linha de solda. Uma outra maneira mais comum de dividir os defeitos é com base na energia despendida, como na Figura 14, já que, a energia envolvida no processo depende primariamente dos parâmetros da solda SALM, como as velocidades de rotação e transversal da ferramenta. A área cinza da figura representa o campo onde os parâmetros utilizados devem permanecer para se obter uma solda sem defeitos. [26]

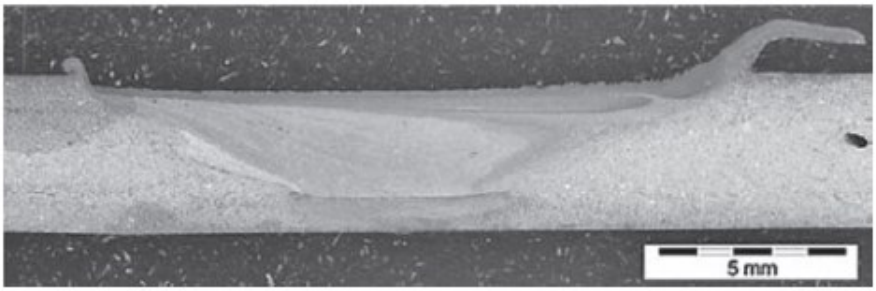
Figura 14 - Relação dos parâmetros SALM com o aporte de energia.



Fonte: Adaptado de P. PODRZAJ, B. JERMAN, D. KLBCAR, 2015

Na Figura 15 podemos ver um exemplo do defeito de rebarba excessiva devido ao excesso de calor durante a soldagem. Apesar de mecanicamente ser uma boa solda, não tendo alteração na sua resistência mecânica, essa é visualmente inaceitável. Este defeito pode ser facilmente removido por fresamento. [26]

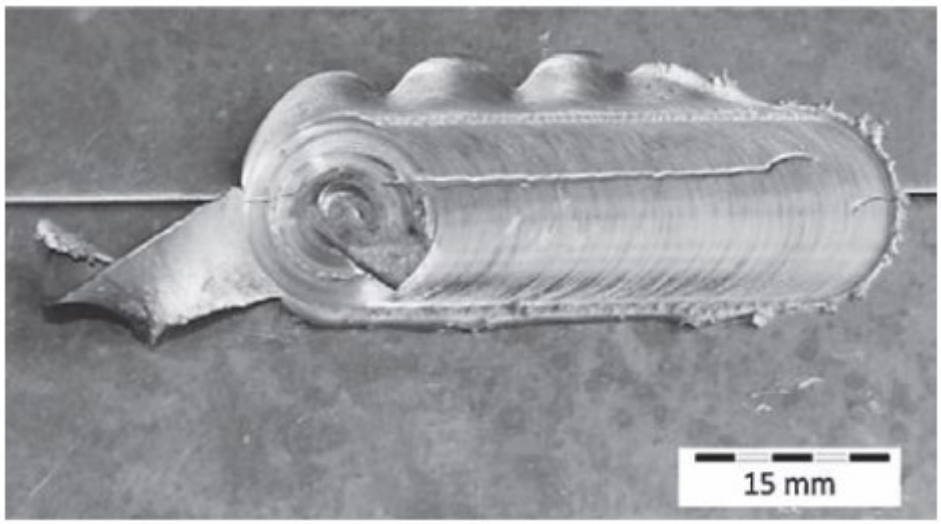
Figura 15 - Micrografia de uma solda SALM com rebarbas devido ao excesso de calor.



Fonte: P. PODRZAJ, B. JERMAN, D. KLBCAR, 2015

Além disso, o excesso de calor e alto atrito entre a ferramenta e o material pode levar a fissuras no cordão de solda (Figura 16). [26]

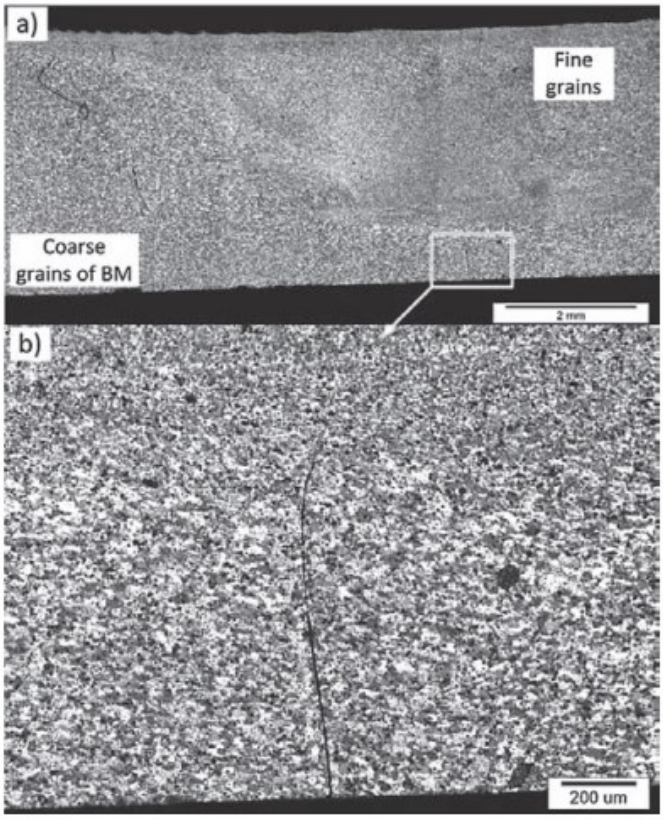
Figura 16 - Fotografia de uma solda SALM com rebarbas e fissura no cordão de solda.



Fonte: P. PODRZAJ, B. JERMAN, D. KLBCAR, 2015

Na Figura 17 temos uma solda SALM em liga de alumínio AA5083. Em a) podemos observar a diferença de tamanho de grão entre o metal base e a zona afetada pela solda, e em b) fica claro que houve uma falta de penetração na raiz da solda, levando ao defeito de *kissing bond*. Esse tipo de defeito não é aceitável, pois resulta numa resistência mecânica inferior da junta soldada, especialmente em carregamentos dinâmicos. Esse tipo de defeito é dificilmente perceptível utilizando métodos não-destrutivos de análise. [26]

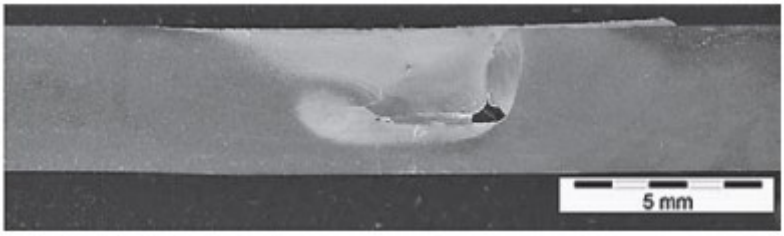
Figura 17 - Micrografia de uma solda SALM de liga de alumínio AA5083 com defeito de *kissing bond* devido à falta de penetração



Fonte: P. PODRZAJ, B. JERMAN, D. KLBCAR, 2015

Na Figura 18 temos a macrografia de uma solda SALM de uma liga de alumínio AlSi12, na qual ocorreu um aporte de calor insuficiente, resultando em cavidades no cordão de solda. Esse defeito pode ser detectado por métodos não-destrutivos de análise. [26]

Figura 18 - Cavidade devido a um aporte de calor insuficiente em uma solda SALM.



Fonte: P. PODRZAJ, B. JERMAN, D. KLBCAR, 2015

2.2 Tensões Residuais

As tensões residuais podem afetar as características mecânicas dos materiais em diferentes maneiras, influenciando em seu desempenho estrutural. A vida do componente a fadiga, estabilidade dimensional, resistência a corrosão e resistência a fratura são alguns dos aspectos afetados pelas tensões residuais. Portanto, a análise das tensões residuais é uma etapa fundamental no desenvolvimento de projetos, especialmente estruturais, a fim de se garantir sua performance durante as condições de serviço. [27,28]

Tensões residuais provenientes do processo de soldagem podem levar a uma redução drástica da resistência a fadiga dos elementos soldados. Para fadigas cíclicas (N > 106 ciclos), o efeito de tensões residuais pode ser comparado ao efeito de concentradores de tensões. Ainda mais expressivos são os efeitos na vida a fadiga de componentes soldados em casos que ocorre o alívio de tensões residuais “prejudiciais” de tração, introduzindo tensões de compressão “benéficas” nas zonas da solda. [27]

As tensões residuais são, dessa forma, um dos principais fatores que caracterizam as propriedades mecânicas de materiais, peças e juntas soldadas, e necessitam ser devidamente estudadas durante o projeto dos mais diferentes produtos. [27]

De maneira geral, tensões residuais estão presentes no material independente de qualquer ação externa que esteja sendo aplicada ao componente. São originadas, durante a fabricação de componentes, por processos que causam deformações plásticas não uniformes na estrutura dos componentes. Dada a sua importância, já mencionada, diversas técnicas para análise e medição destas tensões vêm sendo desenvolvidas. [27,28]

Podemos separar as tensões residuais em macro ou micro tensões e ambas podem estar presentes, ao mesmo tempo, em um componente. Tensões residuais podem ser classificadas como [27]:

Tipo I: Macro tensões residuais, que se desenvolvem no componente em uma escala maior que o tamanho de grão do material.

Tipo II: Micro tensões residuais que variam em uma escala de até o tamanho de um grão individual.

Tipo III: Micro tensões residuais que estão presentes dentro de um grão, geralmente como resultado da presença de discordância e outros defeitos cristalinos.

As tensões residuais se originam durante a maioria dos processos de fabricação que envolvem deformação plástica, tratamentos térmicos, usinagem ou processos que mudam a forma ou alteram as propriedades do material. Podemos classificar tais origens como [27]:

- Fluxo diferencial de deformação plástica;
- Taxa diferencial de resfriamento;
- Transformação de fase com alteração de volume.

2.2.1 Técnicas de medição

Tendo em vista as técnicas experimentais disponíveis para avaliação de tensões residuais, tanto o volume efetivo de medição quanto a natureza da medição devem ser considerados. De acordo com a forma de análise, os métodos para caracterização de tensões residuais podem ser classificados em [28]:

1. *Não destrutivos*: Métodos de análise física que permitem a medição das tensões residuais através da quantificação de mudanças nas características estruturais ou físicas do material, como por exemplo, a distância entre planos cristalinos através de técnicas de difração de raios-X ou mudanças nas forças de atração molecular através de espectrometria e outros métodos de difração que incluem raios-X, feixes de nêutrons ou feixes de elétrons. Os métodos não destrutivos se apoiam na quantificação de mudanças relativas na medição de parâmetros e dependem, portanto, de uma referência para comparação. Assim, a precisão é limitada pela exatidão dos valores de referência a serem utilizados.
2. *Destrutivos*: A introdução de superfícies livres de tração através do seccionamento de amostras induz uma redistribuição, bem como, o alívio das tensões ao redor do material. Este método é o mais similar em relação a definição convencional de tensões. Se quantifica, então, a tensão ou deformações causadas pelo alívio das trações na superfície seccionada que, junto a um modelo numérico, pode ser utilizado para calcular as tensões residuais originalmente presentes no material. A técnica mais comum que se

utiliza deste princípio é a do “método do contorno”, onde a resolução da medição pode atingir frações de milímetros.

3. *Semi-destrutivos:* A introdução de alívios de tensões localizadas através de furações ou fresamento de núcleo tem como consequência distúrbios mínimos no estado geral do componente; mesmo assim, pode ser utilizado para quantificar localmente a magnitude das tensões residuais. A proposta é similar ao do método destrutivo, com o qual a medição da mudança do estado de tensão e deformação induzidos na superfície servem como uma informação de entrada para o cálculo das tensões residuais. De modo geral, técnicas de medição semi-destrutivas são capazes de analisar regiões com uma resolução de $\sim 1\ mm$ lateralmente, com uma profundidade de $\sim 0{,}03\ mm$. A necessidade de analisar tensões residuais em escalas cada vez menores está motivando os pesquisadores no desenvolvimento de novos métodos de remoção de material e medição. Fresamento de núcleo com Feixe de Íons Focalizado em nano escala (FIB) em combinação com a Correlação e Rastreamento de Imagens Digitais (DIC) permite a quantificação de tensões residuais em micro volumes precisamente definidos. A comparação com simulações é necessária para se relacionar o alívio de tensões com as tensões residuais pré-existentes. Este método, conhecido como FIB-DIC, permite um mecanismo de análise que naturalmente leva sua aplicação para estudos de tensões residuais inter e intraganular.

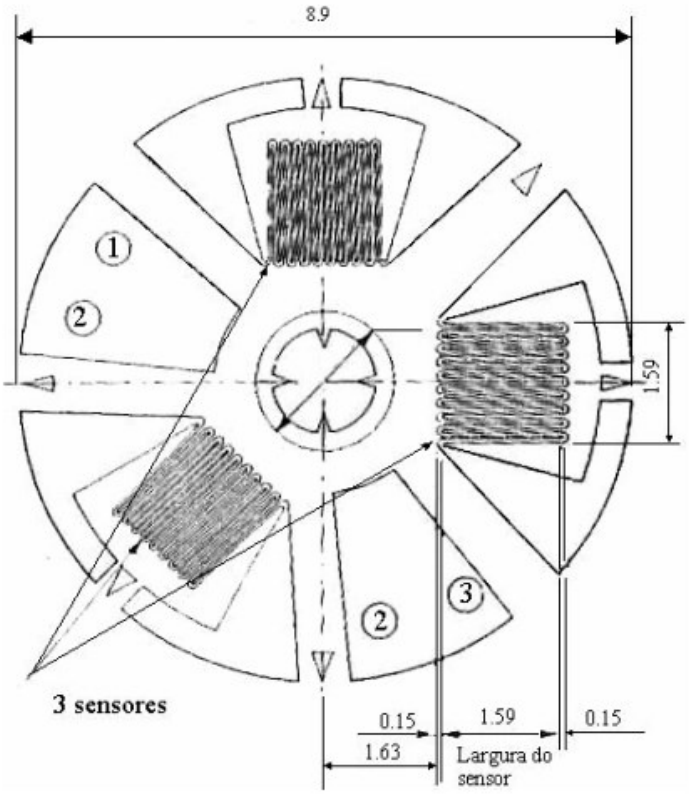
2.2.2 Método do Furo-cego

O método do furo-cego é uma técnica extremamente difundida para medição de tensões residuais que é relativamente simples, barata, rápida e versátil. O equipamento pode ser laboratorial, portátil e a técnica pode ser aplicada em uma ampla gama de materiais e componentes. [27,29]

O método de análise através do furo-cego consiste na usinagem de um pequeno furo, geralmente entre $1 - 4\ mm$ de diâmetro, com uma profundidade aproximadamente igual ao seu diâmetro. A usinagem do furo provocará o alívio de tensões, alterando o estado de tensões e deformação na área ao redor do furo. Através de extensômetros posicionados ao redor do furo, em geral do tipo roseta

(Figura 19), estas alterações podem ser medidas e então correlacionadas as tensões residuais pré-existentes no material. [27,29]

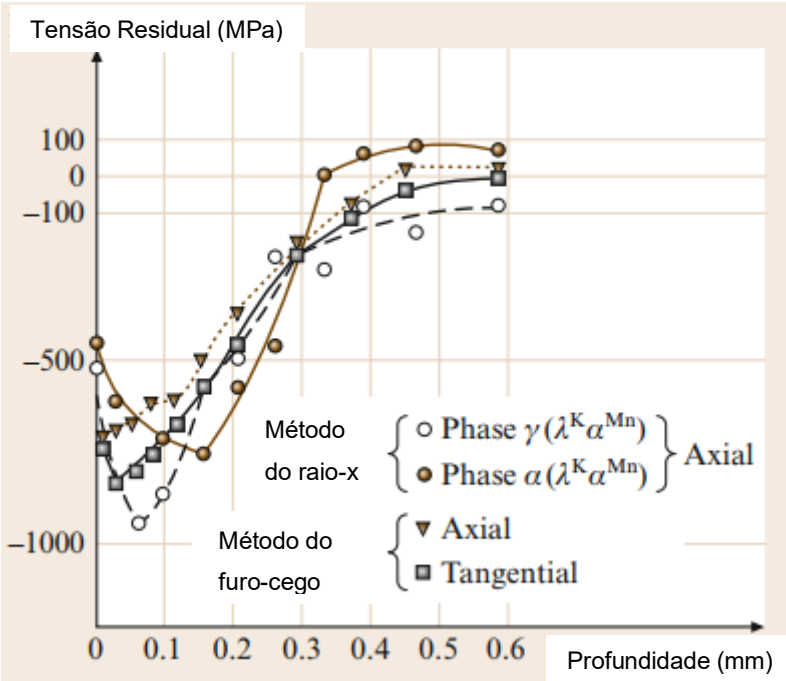
Figura 19 - Roseta extensométrica



Fonte: SOARES, 2004

Como qualquer tensão residual gerada pelo processo de furação irá afetar o resultado da leitura das medições, é de extrema importância a escolha do melhor método de usinagem do furo. Dentre os existentes, pode-se epregar a usinagem convencional com broca, jateamento com abrasivos e turbina de alta velocidade de ar. Na Figura 20 observa-se um gráfico da medição de tensões residuais utilizando o método de furo-cego em comparação ao método de difração de raios-X. Como pode ser observado, há uma excelente correlação dos resultados da medição de tensão residual entre as duas técnicas [27].

Figura 20 - Tensões residuais através do método de furo-cego e difração de raios-X em aço

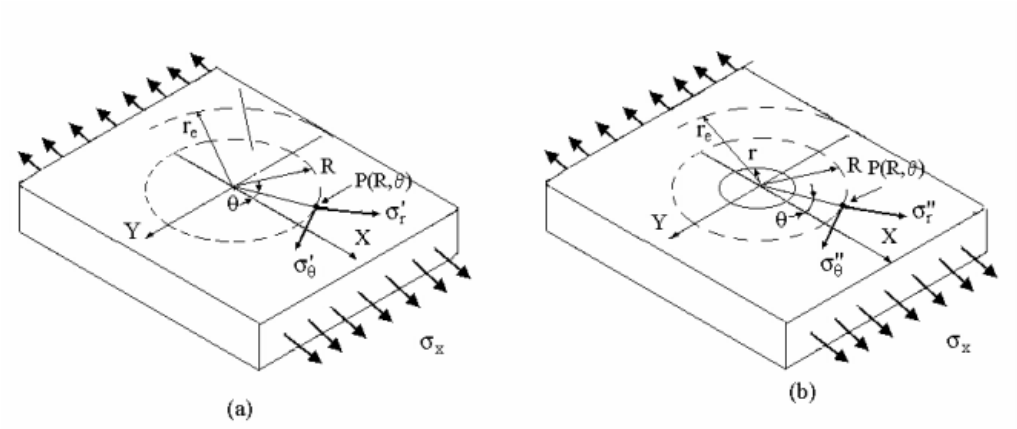


Fonte: Adaptado de Kudryavtsev, 2008

2.2.2.1 Teoria da técnica do Furo-cego

Não há solução exata que descreva o estado de tensões e deformações ao redor de um furo-cego. Utilizam-se soluções aproximadas apoiadas em constantes determinadas empiricamente. No entanto, uma solução analítica para casos mais simples, como o de uma placa fina com furo passante, na qual haja distribuição uniforme das tensões através da espessura da placa, como na Figura 21, pode ser obtida. [30]

Figura 21 - Estado de tensões num ponto P(R,θ): (a) antes e (b) depois da usinagem de um furo passante

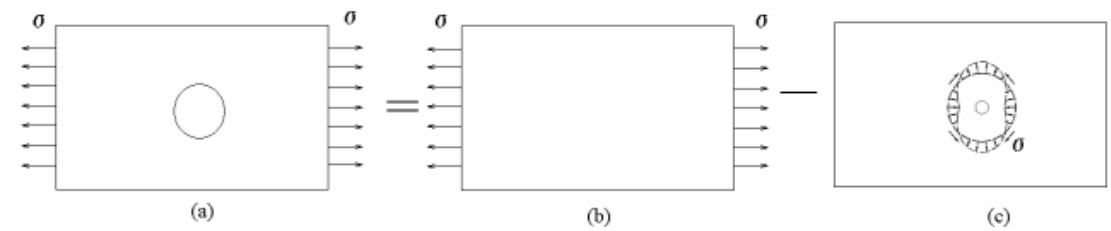


Fonte: SOARES, 2004

Na Figura 21, a placa, de espessura fina, está submetida a um campo uniforme de tensões residuais σ_x.

Após a usinagem do furo passante na placa, que estava submetida ao estado de tensões σ_x, um novo estado de tensões na região ao redor do furo surge. Para esse problema, a solução é proposta por Kirsch, em 1898. Podemos representar este estado separadamente por dois outros, como na Figura 22. [30]

Figura 22 - Estado de tensões numa placa com furo representada separadamente em dois estados distintos



Fonte: SOARES, 2004

A expressão final obtida por Kirsch (equações 6, 7 e 8) que soluciona o problema de uma placa fina, submetida a um estado de tensões uniaxial, tendo um furo circular é:

$$\sigma_r = \frac{\sigma_x}{2}\left(1 - \frac{r^2}{R^2}\right) + \frac{\sigma_x}{2}\left(1 - 4\frac{r^2}{R^2} + 3\frac{r^4}{R^4}\right)\cos 2\theta \qquad (6)$$

$$\sigma_\theta = \frac{\sigma_x}{2}\left(1 + \frac{r^2}{R^2}\right) + \frac{\sigma_x}{2}\left(-1 - 3\frac{r^4}{R^4}\right)\cos 2\theta \tag{7}$$

$$\tau_{r\theta} = \frac{\sigma_x}{2}\left(-1 - 2\frac{r^2}{R^2} + 3\frac{r^4}{R^4}\right)\sin 2\theta \tag{8}$$

Onde:

σ_r são as tensões radiais

σ_θ são as tensões tangenciais

$\tau_{r\theta}$ são as tensões cisalhantes

É importante ressaltar que da solução de Kirsch, apresentada acima, deriva o cálculo do fator de concentração de tensões teórico para furos em placas planas.

Considerando que o material analisado seja homogêneo e isotrópico, a relação tensão-deformação linear pode ser obtida através da Lei de Hooke. Para o caso da placa plana com furo tem-se (equações 9 e 10) [30]:

$$\varepsilon_r = \frac{-\sigma_x}{2E}(1+\nu)\left[\frac{r^2}{R^2} - \frac{3r^4}{R^4}\cos 2\theta - \frac{4r^2}{R^2(1+\nu)}\cos 2\theta\right] \tag{9}$$

$$\varepsilon_\theta = \frac{-\sigma_x}{2E}(1+\nu)\left[-\frac{r^2}{R^2} + \frac{3r^4}{R^4}\cos 2\theta - \frac{4\nu r^2}{R^2(1+\nu)}\cos 2\theta\right] \tag{10}$$

Essas equações podem ser rearranjadas como [3024]:

$$\varepsilon_r = \sigma_x(A + B\cos 2\theta) \tag{11}$$

$$\varepsilon_\theta = \sigma_x(-A + C\cos 2\theta) \tag{12}$$

As constantes A, B e C são chamadas de coeficientes de alívio e podem ser determinadas experimentalmente para diferentes tipos de materiais. [30]

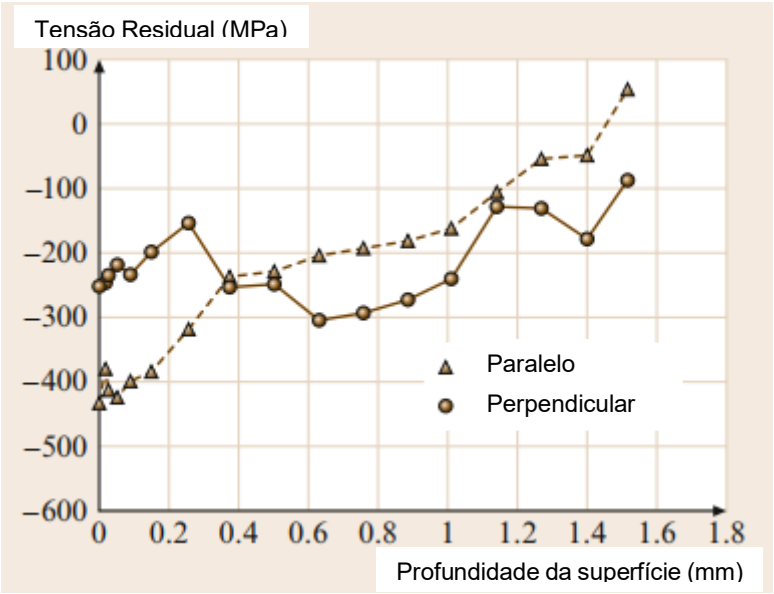
2.2.3 Método da difração de raios-X

O método de difração de raios-X é uma técnica não destrutiva para a medição das tensões residuais na superfície do material. Pode ser combinada com algum tipo de remoção de camada para que se gere um perfil de tensões; nesse caso, a técnica se torna então destrutiva. Uma das principais desvantagens do método utilizando raios-X está na limitação imposta à amostra quanto a sua geometria para possibilitar as medições pelo equipamento. Esta deve ser de tal sorte que possibilite que os raios-X atinjam tanto a região a qual se deseja medir quanto de ser difratado para o detector sem que ocorra qualquer obstrução ao longo do caminho. [27]

A velocidade de medição depende de alguns fatores, entre eles, o tipo de material sendo analisado, a fonte de raios-X, o nível de precisão desejado etc. Com uma seleção cuidadosa da fonte de raios-X e da preparação dos parâmetros utilizados, o tempo de medição pode ser mitigado. A difração de raios-X tem uma resolução que gira em torno de $1 - 2\ mm$ até décimos de microns e uma profundidade de penetração entre $10 - 30\ \mu m$, dependendo do material e fonte utilizados. [27]

A Figura 23 mostra o resultado da tensão residual medida através da técnica de difração de raios-X combinada a uma remoção de camada em uma liga de aço A572 Gr. 50 após o jateamento da superfície. As medições foram realizadas na superfície em 11 níveis de profundidade até o ponto onde a tensão residual fosse desprezível. As tensões foram medidas nas direções x e y. Sendo a máxima tensão de compressão de $-448\ MPa$ na direção x e de $-514\ MPa$ na direção y. A profundidade da tensão residual compressiva, benéfica neste caso, foi de aproximadamente $0{,}8\ mm$. [27]

Figura 23 - Distribuição das tensões residuais em função da profundidade em relação a superfície através do método de difração de raios-X



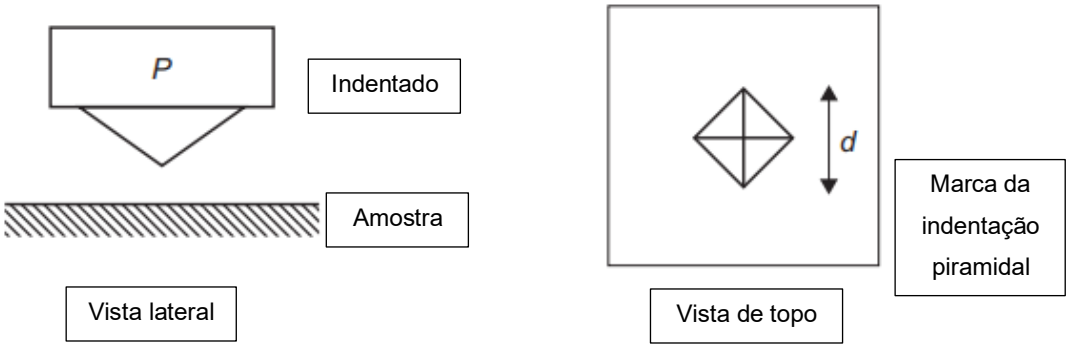
Fonte: Adaptado de Kudryavtsev, 2008

2.3 Microdureza

Em medições de microdureza de um material é feita uma indentação através de um indentador com ponteira de diamante, aplicando-se uma carga P (Figura 24). O tamanho d da diagonal da pirâmide indentada é então medido com auxílio de microscópio ótico devidamente calibrado e a dureza pode ser então encontrada como função da carga aplicada durante o ensaio. A medida de dureza com auxílio de microscópio para cargas pequenas data de mais de 50 anos. Inicialmente aplicado em componentes como engrenagens, chapas e cabos, o ensaio de microdureza ganhou espaço em estudo de fases de uma microestrutura, efeitos da orientação em cristais, gradientes de difusão, envelhecimento, entre outros, principalmente em materiais metálicos e cerâmicos. [31,32]

Hoje em dia é possível a realização de ensaios de dureza em temperaturas de até 1000°C. Na Europa, o indentador piramidal do tipo Vickers (ângulo interfacial de 136°), que produz uma impressão quadrada no material, é o mais comumente empregado. Os ensaios de microdureza empregam cargas típicas entre 1 e 100 gf. [31]

Figura 24 - Esquema de indentação num ensaio de microdureza



Fonte: Adaptado de SMALLMAN, 2014

Os ensaios de microdureza devem ser cuidadosamente controlados e replicados. A superfície da amostra deve estar o mais livre possível de tensões e riscos, plana e perpendicular ao eixo do indentador. O indentador move-se em direção a amostra em taxas $< 1\ mm/min$, com a menor quantidade de vibrações possíveis, até que o identador termine de deformar a superfície do material para a carga aplicada. Essa condição é atingida, geralmente, dentro de $15\ s$. [31,32]

A equação para dureza Vickers (HV) e dureza Knoop (HK) podem ser obtidas através das equações 13 e 14 [31]:

$$HV = 1854{,}4 * \left(\frac{P}{d^2}\right) \frac{kgf}{mm^2} \tag{13}$$

$$HP = 14228 * \left(\frac{P}{d^2}\right) \frac{kgf}{mm^2} \tag{14}$$

Nestas equações, que possuem a dimensão de tensão, a carga P e o comprimento da diagonal d são medidas respectivamente em grama força e micrometros. A primeira equação é baseada na área da superfície da impressão enquanto a segunda é baseada na área projetada e no comprimento da diagonal maior. [31]

A principal preocupação nos testes de microdureza envolve a relação da medida obtida (H_m) e sua dependência com a carga aplicada. A partir do ponto no qual a carga está abaixo de um certo valor, a medida da microdureza passa a

apresentar valores crescentes ou decrescentes, dependendo do material. Nestas circunstâncias, quando medindo durezas absolutas ao invés de durezas relativas, é importante considerar a influência do material em termos da equação de Mayer (equação 15), que correlaciona a carga P com o comprimento da diagonal d em impressões produzidas por indentadores do tipo VIckers [31]:

$$P = k * d^n \tag{15}$$

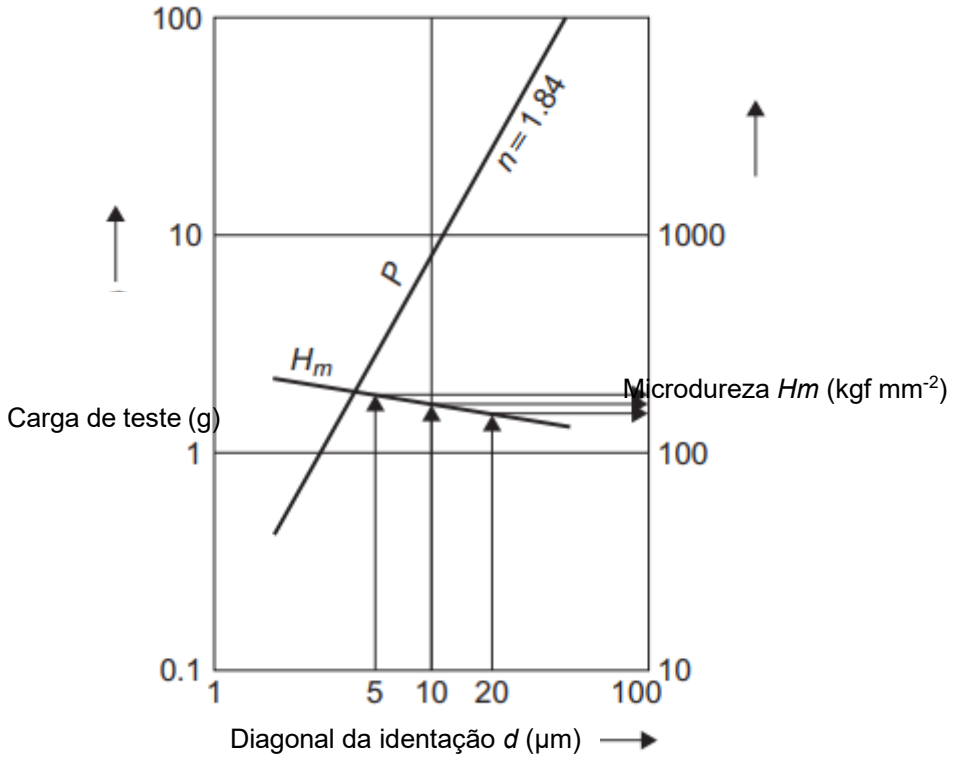
O expoente de Meyer n expressa a relação tesão-dureza do material conforme ele deforma plasticamente durante o teste, aumentando de valor conforme o grau de deformação. Para comparação entre microdurezas relativas, valores de dureza a uma carga fixa podem ser comparadas sem a necessidade da relação de dependência com a carga. No entanto, se valores absolutos de dureza são necessários, é recomendável a determinação da linha de Meyer do material em questão. Através de uma comparação de cargas pequenas em um gráfico com os valores de P em função dos correspondentes valores de d, utilizando um gráfico do tipo di-log, obtem-se a linha de Mayer. A Figura 25 mostra a linha de Meyer e o expoente n, para um dado material. [31]

A combinação da equação Vickers com a equação de Meyer leva à seguinte expressão [31]:

$$H_V = constante * d^{n-2} \tag{16}$$

Desta forma, se $n = 2$, que é o comum para os casos convencionais de microdureza Vickers, o gradiente de H_m se torna zero e os valores de dureza serão independentes da carga aplicada.

Figura 25 - Gráfico de Meyer para um material com dureza independente da carga aplicada



Fonte: Adaptado de SMALLMAN, 2014

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Propriedades das ligas AA 7181 e AA 7475

As ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica são principalmente as da série 2XXX e 7XXX, em grande parte devido à sua alta resistência mecânica, baixa densidade, quando comparada às ligas de aço, facilidade na sua conformação e usinabilidade [33].

Em especial, as ligas de alumínio da série 7XXX, que geralmente são ligas Al-Zn-Mg, possuem um alto endurecimento devido a precipitação dos componentes de liga [33].

Neste trabalho, os materiais utilizados para análise das propriedades após o processo de soldagem SALM de ligas dissimilares foram as ligas de alumínio AA 7181 e AA 7475. A seguir, nas tabelas 5, 6, 7 e 8, encontram-se as principais características de ambas, incluindo composição química e densidade de acordo com a "The Aluminum Association" [34].

- AA 7181

Tabela 5 – Composição química da liga AA 7181

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr
AA 7181	0.25	0.25	1.3-2.0	0.10	1.2-1.8	0.1	7.0-8.2	0.06	0.08-0.15

Fonte: Adaptado de The Aluminum Association, 2015

Tabela 6 – Densidade da liga AA 7181

	$(kg/m^3) * 10^3$
AA 7181	2.84

Fonte: Adaptado de The Aluminum Association, 2015

- AA 7475

Tabela 7 – Composição química da liga AA 7475

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
AA 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

Fonte: Adaptado de The Aluminum Association, 2015

Tabela 8 – Densidade da liga AA 7475

	$(kg/m^3) * 10^3$
AA 7475	2.81

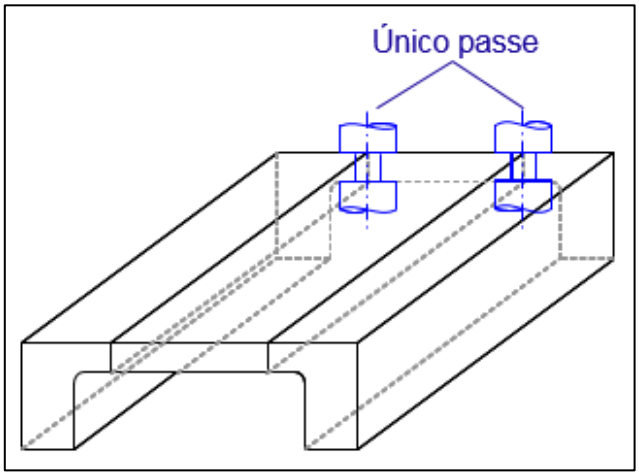
Fonte: Adaptado de The Aluminum Association, 2015

3.2 SOLDAGEM

Foram utilizados quatro métodos para a soldagem das chapas por SALM, seguidos de posterior análise e comparação, são eles: carretel, inferior, duplo passe e superior.

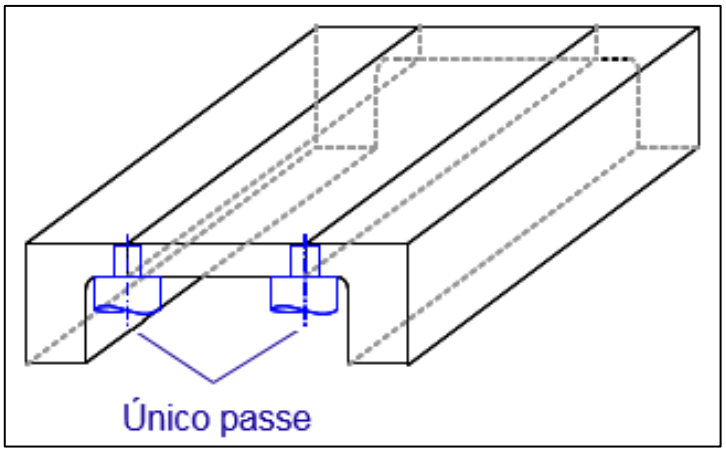
A soldagem pelo método do carretel consiste em se realizar o processo em ambos os lados, superior e inferior, ao mesmo tempo, sendo a ferramenta passante pela espessura do material (Figura 26) e a soldagem do material em um único passe.

Figura 26 – Esquema de uma solda SALM do tipo Carretel



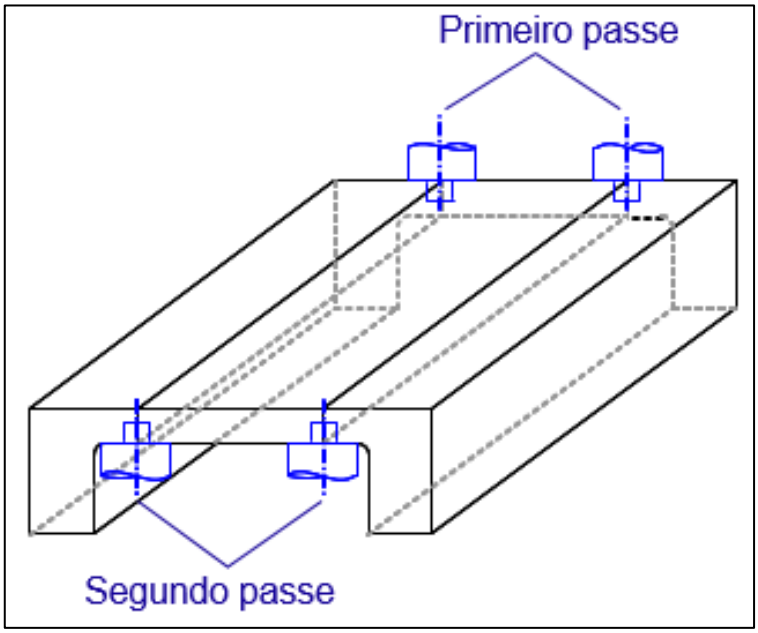
A de tipo inferior se trata de um processo realizado apenas pelo lado inferior da peça, sendo a ferramenta não passante pela espessura do material. A soldagem é realizada em um único passe (Figura 27).

Figura 27 – Esquema de uma solda SALM do tipo Inferior



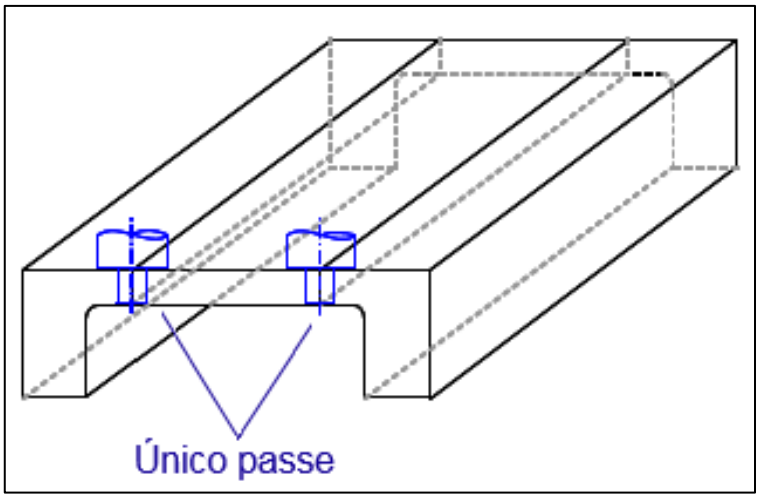
A solda do tipo duplo passe é um processo que ocorre com dois passes, um realizado no lado superior e o outro no lado inferior, sendo o comprimento da ferramenta aproximadamente a metade da espessura da peça a ser soldada (Figura 28).

Figura 28 – Esquema de uma solda SALM do tipo duplo passe



A solda do tipo superior é um processo realizado somente na parte superior da peça. A ferramenta utilizada não é passante ao longo da espessura do material, ou seja, seu comprimento é um pouco menor que a espessura da peça. A soldagem é realizada em um único passe (Figura 29).

Figura 29 – Esquema de uma solda SALM do tipo Superior



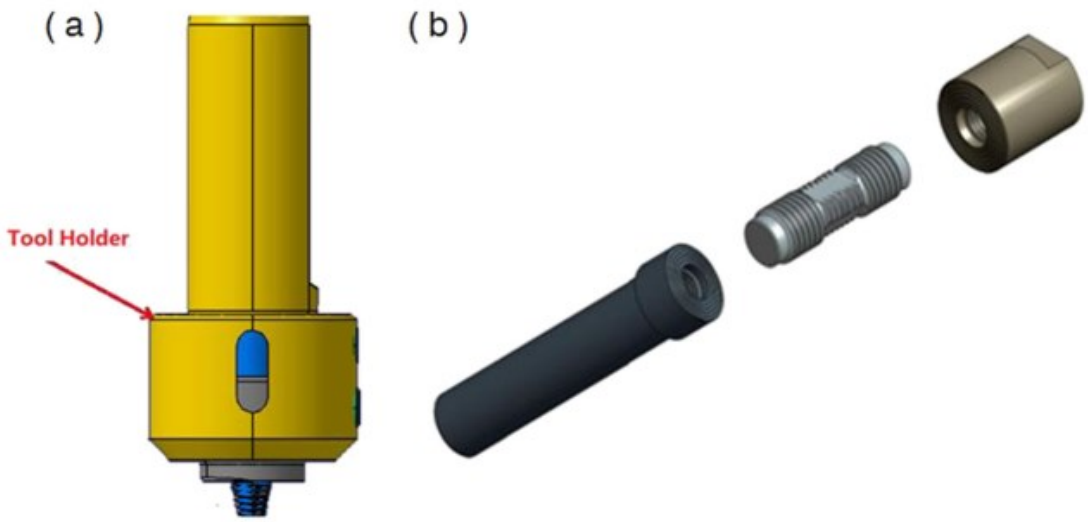
As chapas de alumínio AA7181-T7651 e AA7475-T7351 foram cedidas pela Embraer para a realização deste trabalho. Os parâmetros utilizados, fornecidos pela EMBRAER, para a realização da solda estão representados na tabela 9 e incluem rotação, velocidade de avanço, força de compressão e ângulo da ferramenta.

Tabela 9 – Parâmetros de soldagem

	$\omega(rpm)$	$v(mm/min)$	$F(kN)$	$Tilt\ angle\ (°)$	$\frac{\omega}{v}(rev/min)$
Superior e inferior	300	250	80	2	1,2
Duplo passe	300	350	80	2	0,86
Carretel	90	90	-	-	1

As soldas foram realizadas pelo TWI Welding Institute em parceria com a EMBRAER. O equipamento utilizado para as soldas do tipo superior, inferior e duplo passe foi uma SuperStir e para a solda do tipo carretel foi utilizada uma PowerStir. A ferramenta utilizada para o método superior, inferior e duplo passe SALM foi uma ferramenta cônica com rosca de três filetes e ombro helicoidal e uma com rosca de três filetes e ombros helicoidais para a carretel (Figura 30).

Figura 30 – Ferramentas SALM: (a) ferramenta para solda superior, inferior, e duplo passe SALM, (b) ferramenta para solda carretel SALM

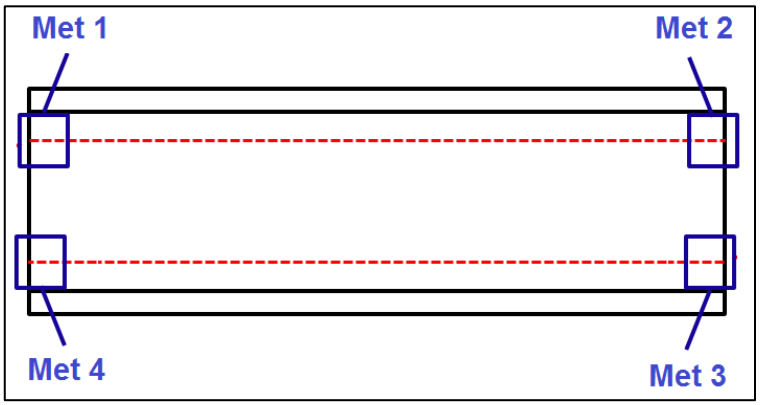


Fonte: Cedido por EMBRAER, 2020

3.2 ANÁLISE METALOGRÁFICA

Para as análises metalográficas foram preparadas quatro amostras de cada método utilizado para realização da solda (carretel, inferior, duplo passe e superior) cortando-se corpos de prova das chapas soldadas conforme a Figura 31. Os cortes foram feitos utilizando-se de corte à água.

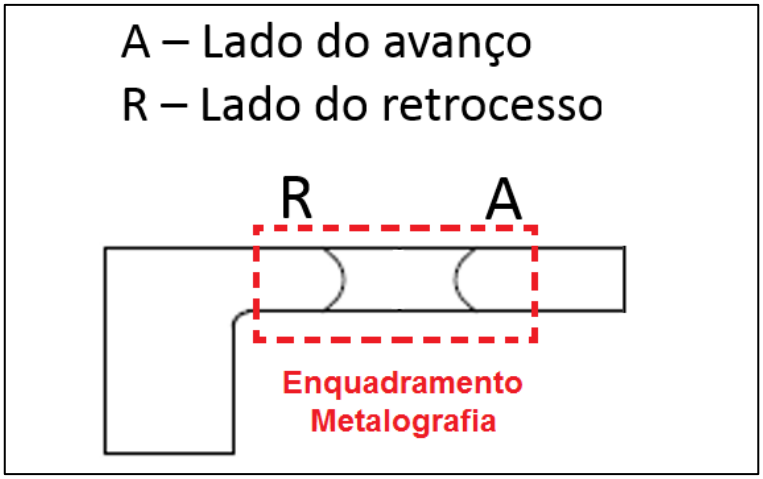
Figura 31 – Posição do corte dos corpos de prova



Após o corte as amostras foram preparadas para a análise metalográfica, sendo lixadas, polidas e então atacadas quimicamente utilizando-se o reagente Keller (95 ml de água destilada, 2,5 ml de ácido nítrico, 1,5 ml de ácido clorídrico e 1,0 ml de ácido fluorídrico), sendo atacas por aproximadamente 15 segundos.

O método adotado para realização das fotografias está representado na Figura 32, onde, no enquadramento, o avanço e retrocesso estão localizados no lado direito e esquerdo respectivamente, de acordo com as informações cedidas pela Embraer. Este se aplica para todos os tipos de soldagem empregados neste estudo.

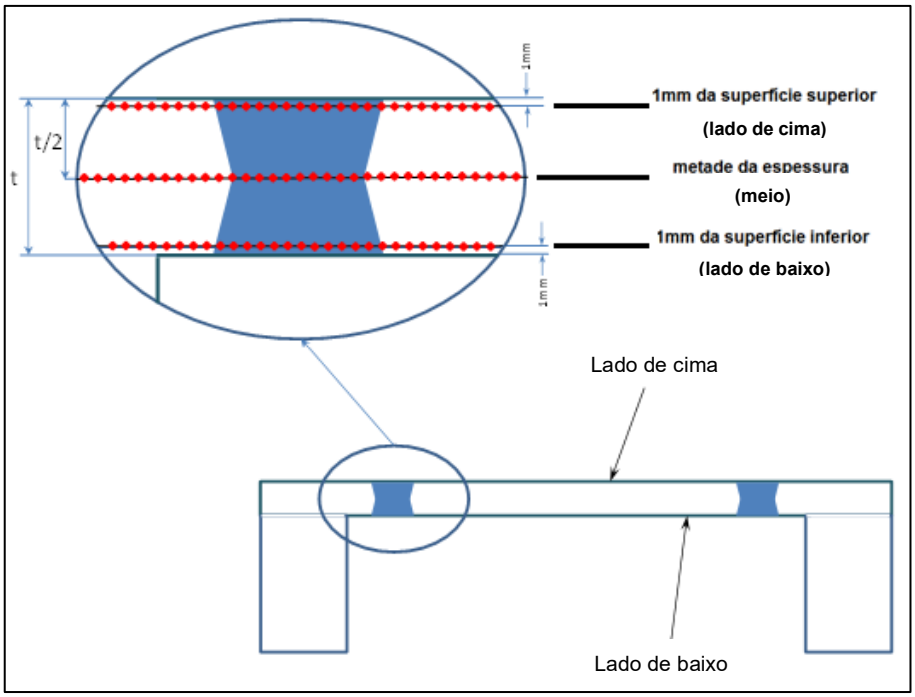
Figura 32 – Enquadramento para fotografia da metalografia



3.3 DUREZAS VICKERS

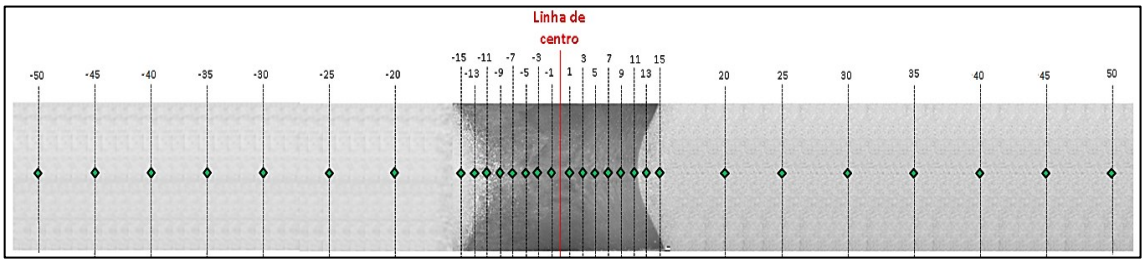
A partir das amostras preparadas para análise metalográfica foram também realizadas as medições de micro-dureza Vickers. As medições foram feitas utilizando-se a carga de 500g (HV 0.5). As indentações se deram na seção transversal das amostras em 3 diferentes linhas, localizadas respectivamente a 1 mm abaixo da borda superior (lado de cima), na metade da espessura (meio) e a 1 mm acima da borda inferior (lado de baixo). O esquema da realização das medições de micro-dureza Vickers pode ser visto na Figura 33.

Figura 33 – Esquema da medição da micro-dureza Vickers



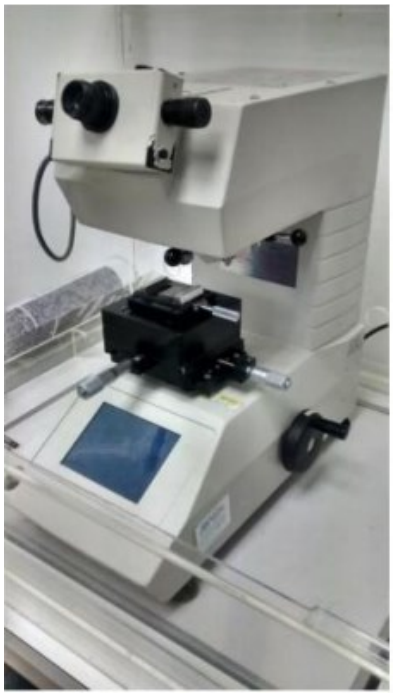
A distância entre cada indentação está representada na Figura 34, na qual, entre os valores de -15 até 15 mm a distância entre cada ponto é de 2 mm e entre os pontos de -15 até -50 mm e 15 até 50 mm a distância entre os pontos é de 5 mm. As medições foram realizadas para as três linhas acima descritas.

Figura 34 – Distância entre as identações



O equipamento utilizado para a identação da micro-dureza foi um microdurometro Shimadzu modelo HMV-2 (Figura 35). A micro-dureza foi então medida através de um microscópio Olympus BX60M acoplado com uma câmera Olympus SC30. Para análise e cálculo da micro-dureza foi utilizado o software AnalySIS versão 5.1 da Olympus Soft Imaging Solutions Gmbh.

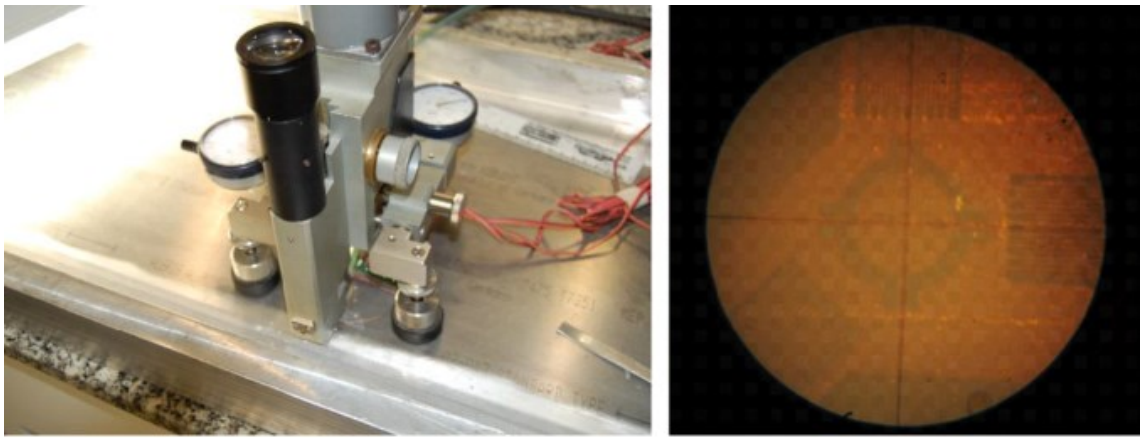
Figura 35 – Shimadzu HMV-2



3.4 MEDIDAS DE TENSÃO RESIDUAL

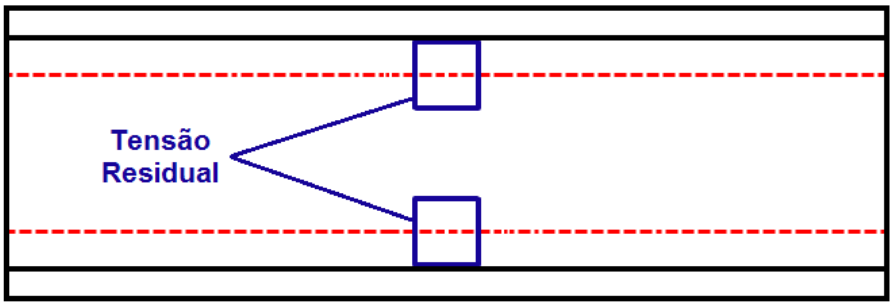
Para a tomada das tensões residuais foi realizado o ensaio através do método de furo cego com ajuda de um equipamento SINT-MTS3000 (Figura 36). Brocas com ponta cônica e 1.8 mm de diâmetro juntamente com rosetas Vishay CEA-13-062UL-120 foram utilizadas. Os dados foram coletados utilizando o software Residual Stress Measurement System RESTAM versão 5.3.1 e analisados no software Hdrill versão 3.01, utilizando o método de integração para calcular as linhas de tensão da solda.

Figura 36 – Equipamento para furação e centralização dos extensômetros



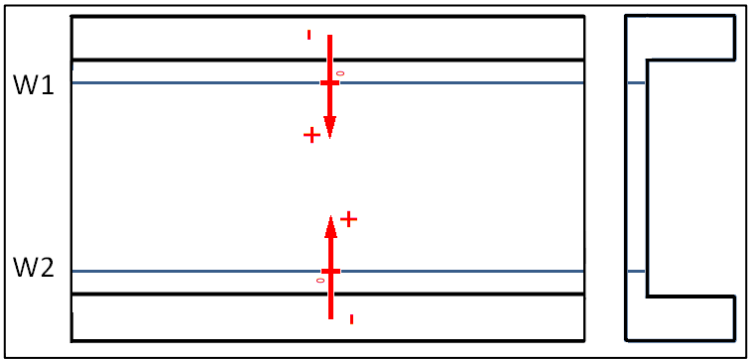
As medições foram feitas na metade do comprimento das amostras, conforme Figura 37.

Figura 37 – Posição das medições de tensão residual



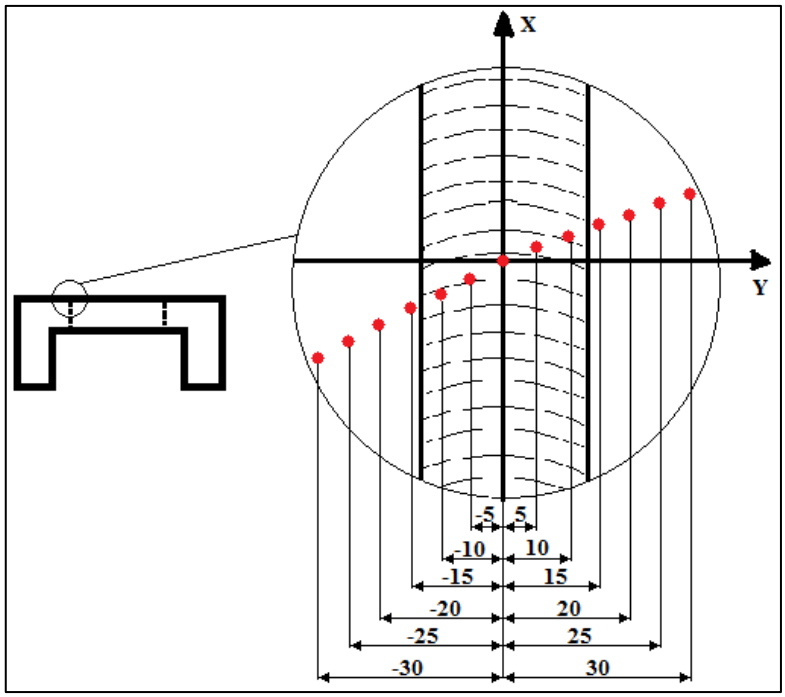
A convenção utilizada para o sentido dos furos cegos foi adotada conforme descrito na Figura 38, sendo que, independentemente do cordão de solda, o sentido que aponta para o centro da chapa (alma) indica sinal positivo e o sentido que aponta para as laterais (flanges) indica sinal negativo. A referência para a origem se dá no centro do cordão de solda. Esta convenção foi adotada para todas as soldagens realizadas.

Figura 38 – Referência do sentido dos furos cegos



A Figura 39 mostra um esquema dos furos realizados na parte superior do corpo de prova (14 furos) para medição das tensões residuais pelo método do furo cego. Também foi realizado um ensaio adicional no centro da alma para comparação entre as tensões residuais na área afetada pela soldagem e do material de base laminado. Este ensaio foi realizado para as demais soldas, na parte superior (lado A) e inferior (lado B) do corpo de prova. Este esquema foi empregado para todos os tipos de solda realizados.

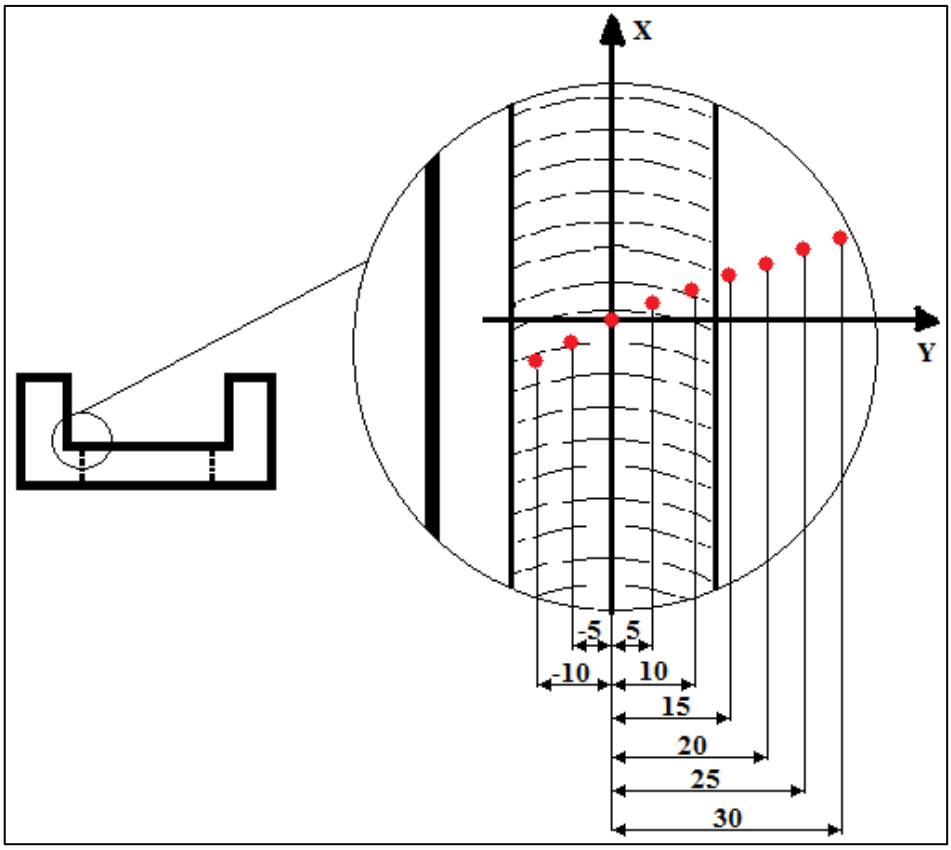
Figura 39 – Posição dos furos no lado superior



A direção dos eixos X e Y representam a própria direção das tensões residuais em X e Y respectivamente. Desta maneira, o eixo X representa a tensão residual na direção do avanço da soldagem e o eixo Y na direção perpendicular à de avanço da soldagem.

A Figura 40 mostra um esquema dos furos realizados na parte inferior do corpo de prova para medição das tensões residuais pelo método do furo cego. Devido às características do equipamento e geometria do corpo de prova, o número máximo de furos possíveis de se realizar foram 9, com uma distância em relação a flange (sentido negativo) de aproximadamente -10 mm. Este esquema foi empregado em todas as demais soldas.

Figura 40 – Posição dos furos no lado inferior



Da mesma maneira que descrito para a Figura 39, as direções dos eixos X e Y representam as direções das tensões residuais X e Y respectivamente.

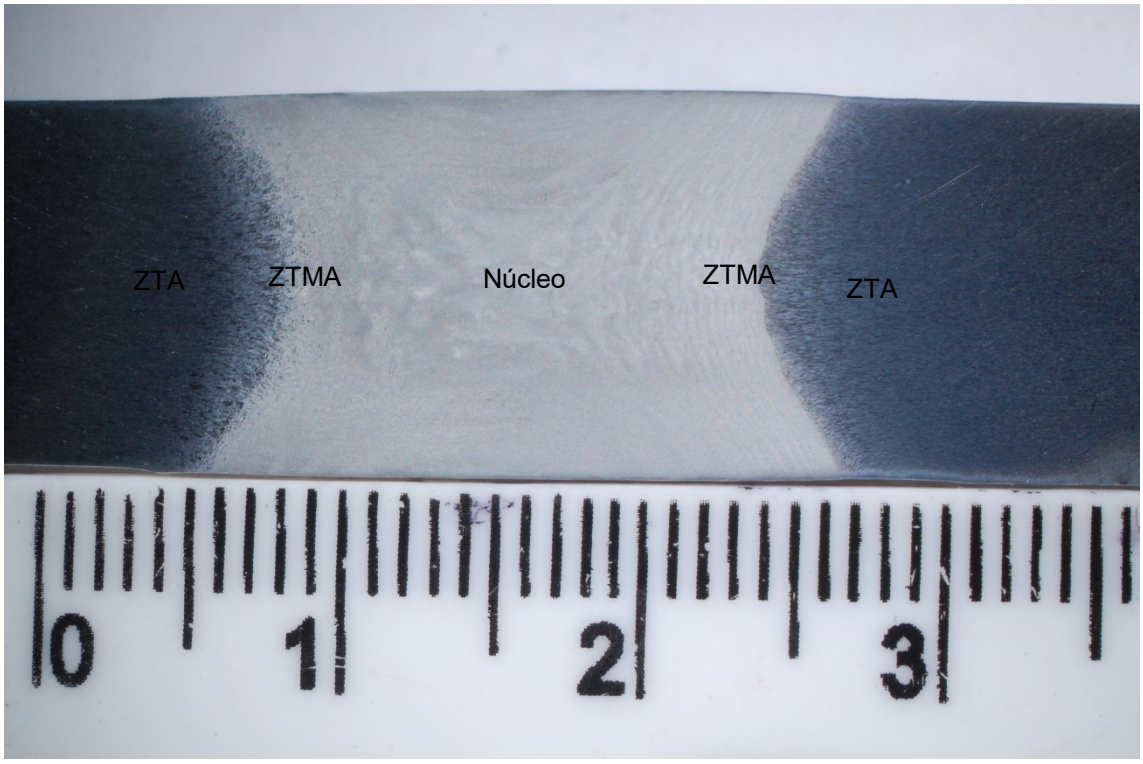
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção serão apresentados os resultados obtidos através das análises experimentais realizadas, sua relação com suas respectivas macrografias e micrografias e as principais diferenças encontradas entre cada um dos métodos utilizados para soldagem SALM das chapas de alumínio.

4.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA

As macrografias realizadas nos permitem analisar a diferença entre as regiões termicamente afetadas para cada tipo de solda realizada. As Figuras 41, 42, 43 e 44 apresentam respectivamente uma macrografia para a solda de tipo carretel, inferior, duplo passe e superior.

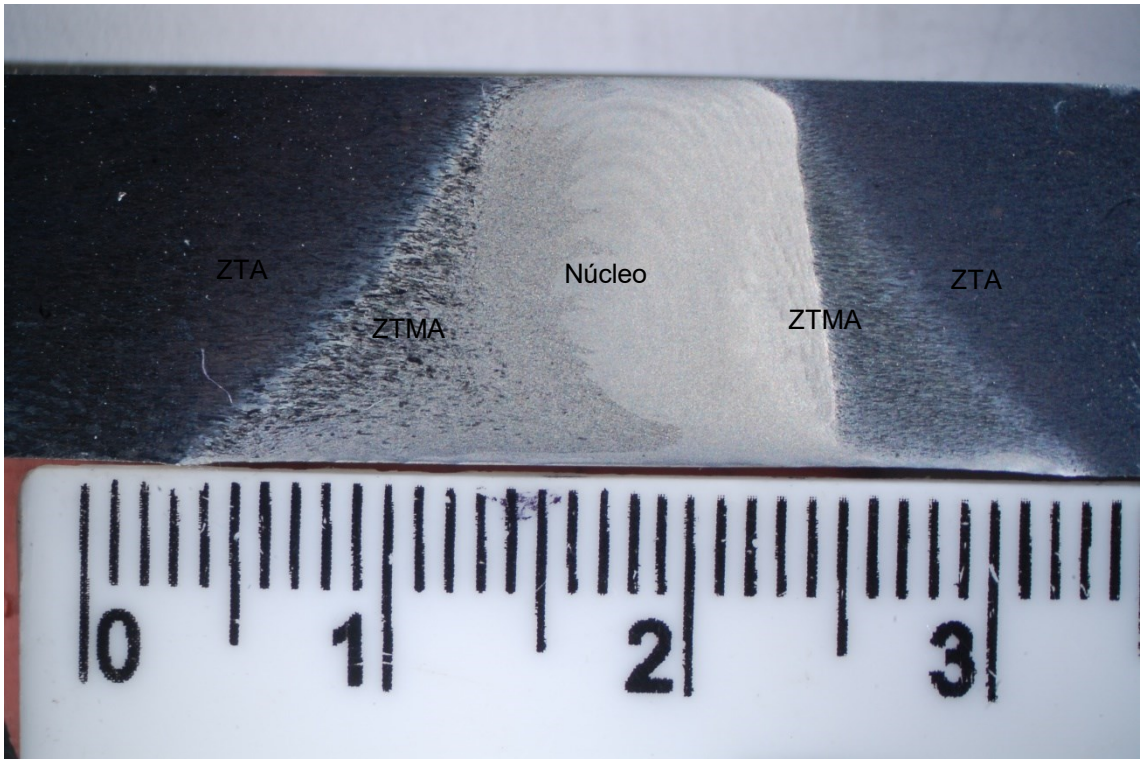
Figura 41 – Macrografia da solda SALM tipo carretel



Na Figura 41 podemos observar a macrografia realizada para a solda do tipo carretel, o núcleo se mescla de maneira homogênea as zonas termomecanicamente afetadas, com difícil distinção entre o núcleo e a ZTMA. A transição entre a ZTA e a

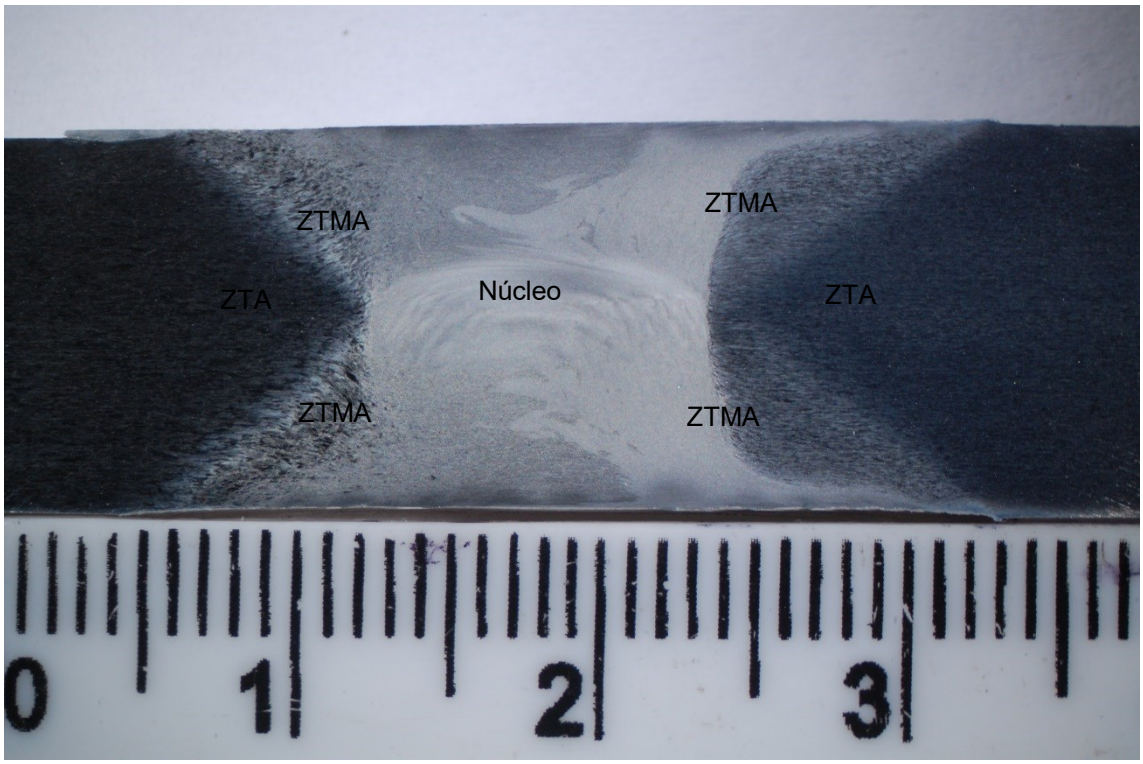
ZTMA é acontece de maneira suave. A solda por carretel apresentou uma forma homogênea ao longo da espessura do material.

Figura 42 – Macrografia da solda SALM tipo Inferior



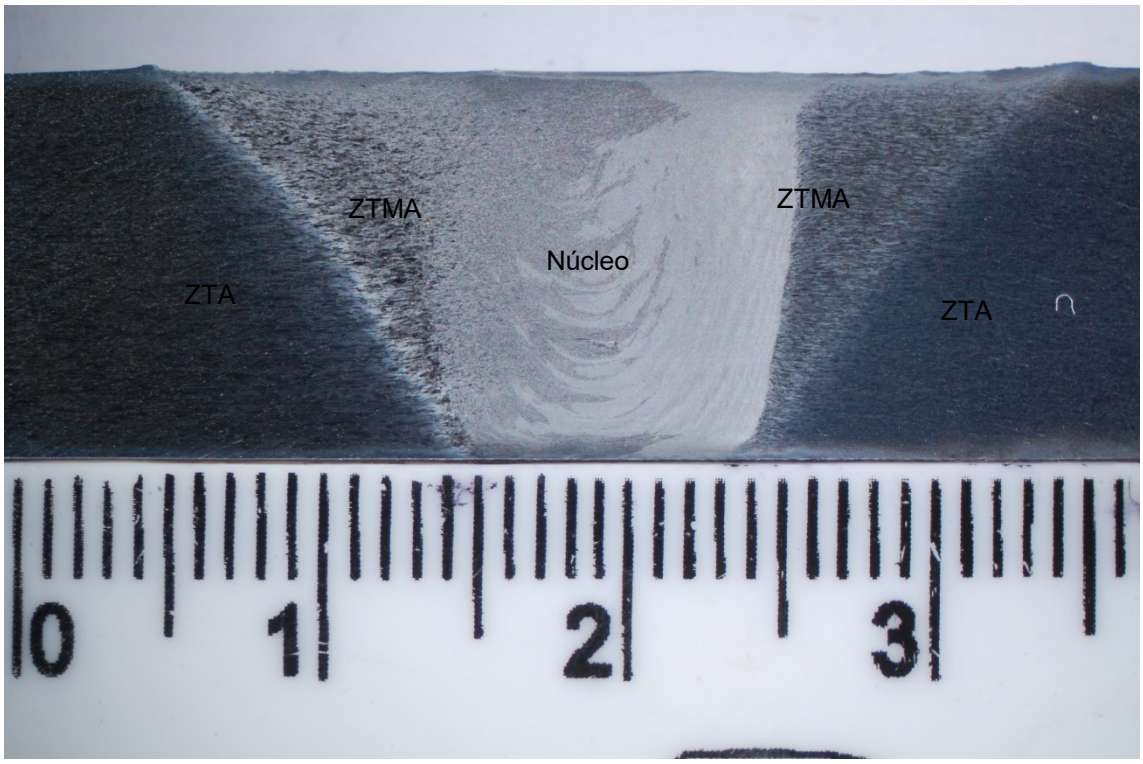
Na solda do tipo inferior (Figura 42) temos evidenciado a distinção entre o núcleo e a ZTMA, sendo que a região termicamente afetada é maior, próximo ao ombro da ferramenta e tem sua área reduzida ao longo da espessura do material. A transição entre ZTA e ZTMA, e núcleo e ZTMA é mais heterogênea quando comparada a solda por carretel.

Figura 43 – Macrografia da solda SALM tipo Duplo Passe



A solda de duplo passe (Figura 43) apresenta uma forma muito semelhante a solda realizada por carretel (Figura 41). A distinção entre o núcleo e a ZTMA é clara e apresenta regiões de transição entre ZTA e ZTMA mais amplas próximas a regiões do ombro da ferramenta. Na região do núcleo, podemos observar uma linha divisória, caracterizando cada passe realizado durante a soldagem.

Figura 44 – Macrografia da solda SALM tipo Superior



A solda do tipo superior (Figura 44) apresenta uma forma muito semelhante à do tipo inferior (Figura 42), apresentando boa distinção entre o núcleo e a ZTMA. Como as demais soldas, temos as regiões mais afetadas próximas a área de contato com o ombro da ferramenta.

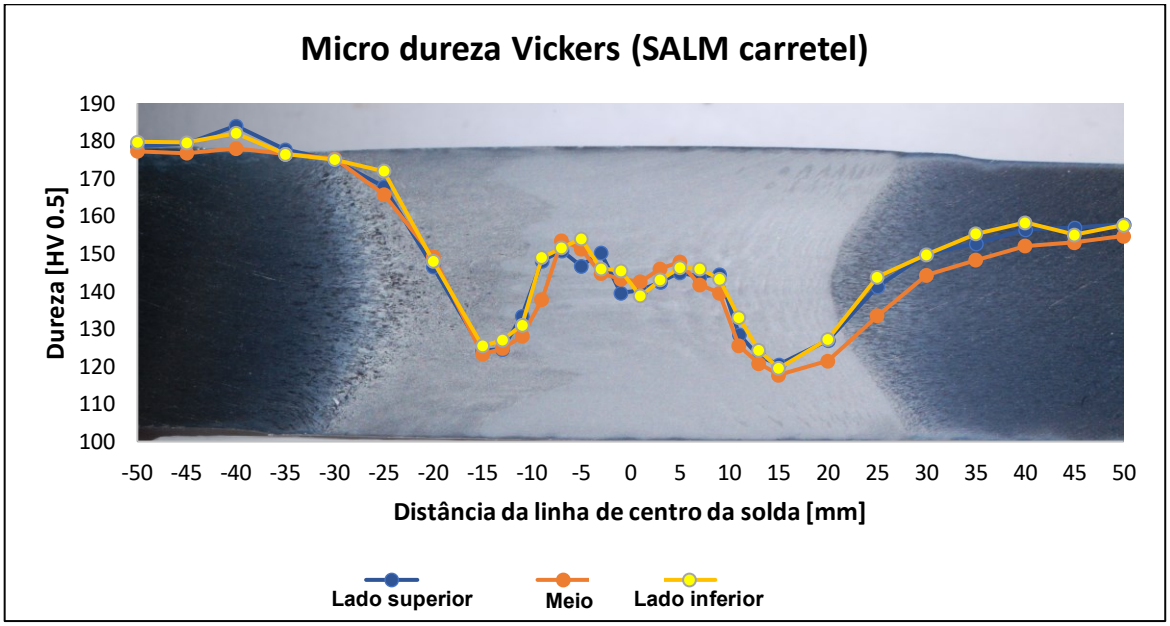
A solda do tipo duplo passe foi a que apresentou a maior e mais heterogênea região termicamente afetada. De maneira geral, todos os tipos realizados apresentaram resultados dentro do esperado, com todas as zonas típicas para soldas SALM. Fica evidente que as regiões mais afetadas do material são aquelas que se encontram próximas à superfície de contato com a ferramenta, devido ao atrito e gradiente de temperatura gerado ao longo da espessura do material. Em especial, destaca-se a solda do tipo carretel (Figura 41), possuindo a menor zona termicamente afetada e a maior zona termo mecanicamente afetada, apresentando também a maior homogeneidade desta região quando comparada às demais. Além disso, seu núcleo é bem definido e homogêneo.

4.2 DUREZA VICKERS

A fim de se facilitar a compreensão da relação entre dureza e o tipo de solda realizado, foram mesclados em um gráfico a imagem e os valores de dureza encontrado com a respectiva macrografia do material. A escala da imagem não corresponde à escala apresentada nos valores de posição.

Nas Figuras 45, 46, 47 e 48 temos os gráficos com média das durezas encontradas nos ensaios realizados em cada um dos tipos de solda. A dureza média dos materiais de base AA7181-T7651 encontrada foi de 180 HV e a dureza para o AA7475-T7351 foi de 150 HV.

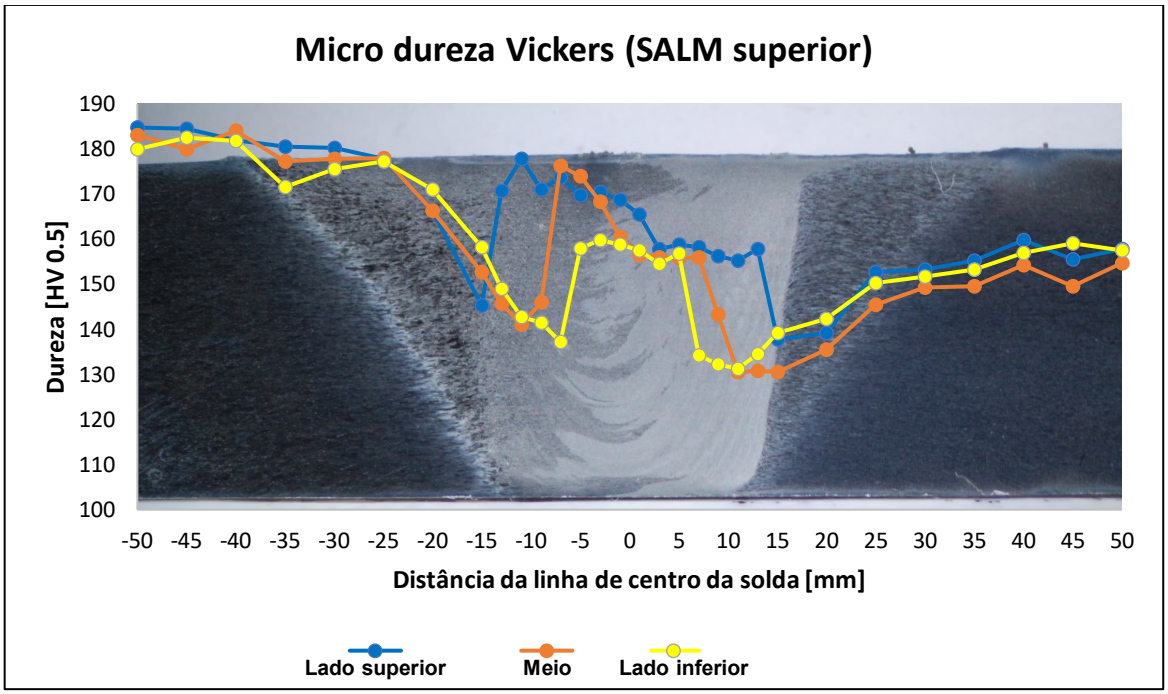
Figura 45 – Média da microdureza para SALM por carretel



Na Figura 45 podemos observar a distribuição de dureza para a solda realizada pelo método carretel realizada em três regiões diferentes. Observou-se uma distribuição homogênea de dureza ao longo da espessura do material, com as três diferentes regiões tendo suas durezas muito próximas umas das outras.

Além disso, os maiores valores de dureza se encontram próximo a região do material de base, enquanto os menores próximos a região do núcleo da solda.

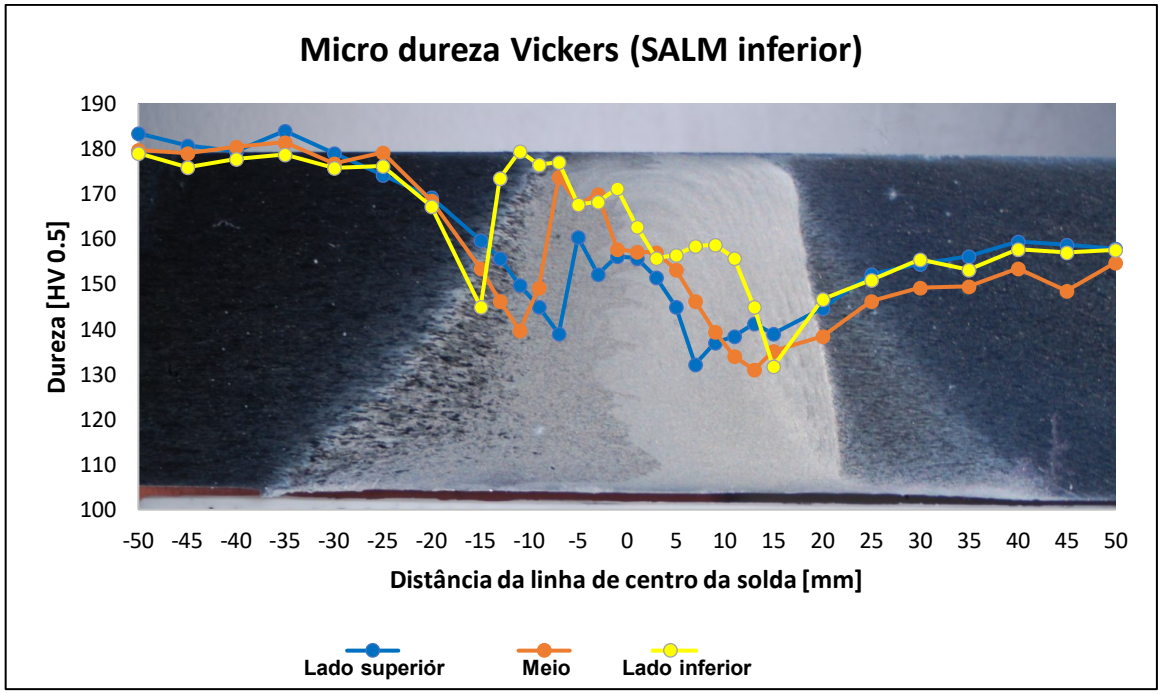
Figura 46 – Média da microdureza para SALM superior



A distribuição de dureza da solda realizada pelo método superior (Figura 46) apresentou uma diferença nas medições realizadas em cada uma das regiões escolhidas. Apresentando heterogeneidade na sua distribuição, explicada pelo gradiente de temperatura durante a realização da solda, afetando diretamente a deformação plástica do material, que, diferentemente do método do carretel, apresenta apenas uma ferramenta.

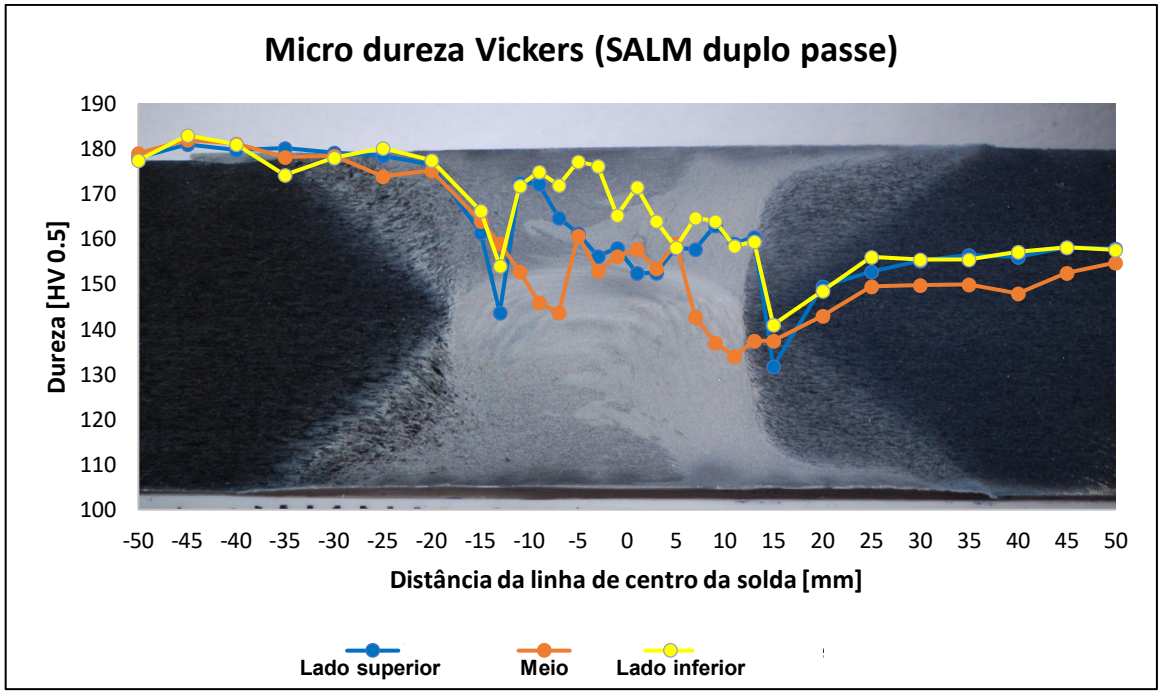
Assim como nos outros métodos, há uma tendência de redução de dureza próximo a região do núcleo do material da solda.

Figura 47 – Média da microdureza para SALM inferior



De maneira similar ao método superior, a distribuição de dureza pelo método inferior (Figura 47) apresenta uma heterogeneidade, devido ao gradiente térmico ao longo do processo.

Figura 48 – Média da microdureza para SALM de duplo passe



Na Figura 48, observamos a distribuição de dureza na solda realizada pelo método do duplo passe. Apesar de apresentar uma distribuição mais próxima a encontrada no método do carretel, ainda é observado uma heterogeneidade na distribuição de dureza, já que, cada passe é realizado separadamente, levando o material a dois ciclos térmicos diferentes.

Podemos observar através dos perfis de dureza obtidos que a solda SALM realizada pelo método do carretel (Figura 45) apresenta a distribuição mais homogênea e estável de dureza ao longo da espessura do perfil da solda. Isto pode ser explicado pela distribuição mais uniforme do gradiente de calor imposto no material, como foi observado nas macrografias, devido a ação simultânea da ferramenta de soldagem na região superior e inferior da peça.

De maneira geral, os valores da distribuição de dureza são influenciados pela maneira como a região do material base a ser medida foi afetada térmica e mecanicamente durante o processo de SALM, o que afeta diretamente a forma que ocorrerá a precipitação nesses materiais e sua distribuição. [28]

Os maiores valores de dureza são encontrados em direção ao material de base AA7181-T7651 para todos os métodos analisados. Quando observamos cada região afetada, temos o menor valor para a ZTA no método do carretel, devido ao maior aporte de calor. Nos métodos de superior e inferior, podemos observar que os maiores valores de dureza se encontram próximos a região dos extremos do ombro da

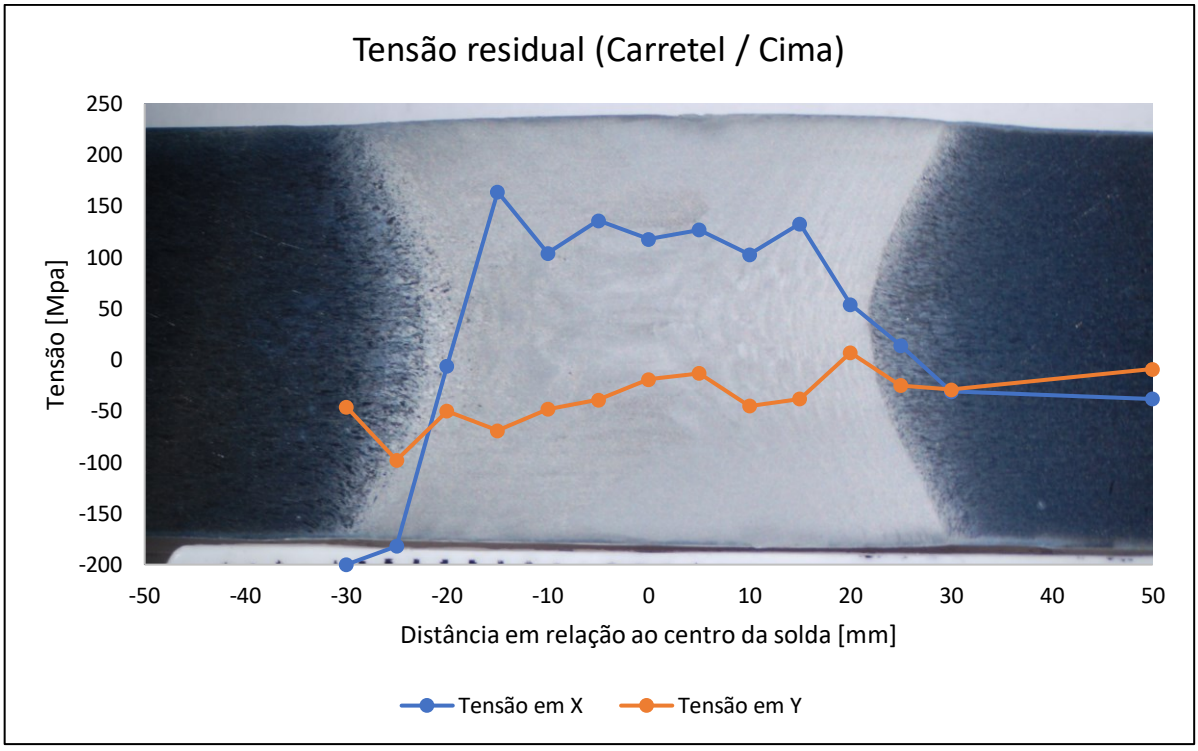
ferramenta. Ademais, para todos os métodos os valores de dureza na região do núcleo ficaram abaixo da dureza do material de base AA7181-T7651, devido ao gradiente de calor, o que provavelmente levou a dissolução de precipitados nessa região. Por fim, todos os métodos apresentam um formato de “W” em sua distribuição, típico para as ligas de alumínio.

4.3 Tensões residuais

Da mesma forma como feito para a micro dureza Vickers, foi mesclada uma imagem ao gráfico de tensões residuais a fim de facilitar a visualização e compreensão dos dados obtidos através das medições realizadas.

Nas Figuras 49, 50, 51 e 52 temos o perfil das tensões residuais encontrados para cada um dos métodos de soldagem SALM analisados na direção longitudinal (X) e transversal (Y).

Figura 49 – Perfil de tensões residuais para o processo SALM por carretel: direção longitudinal (X), direção transversal (Y)



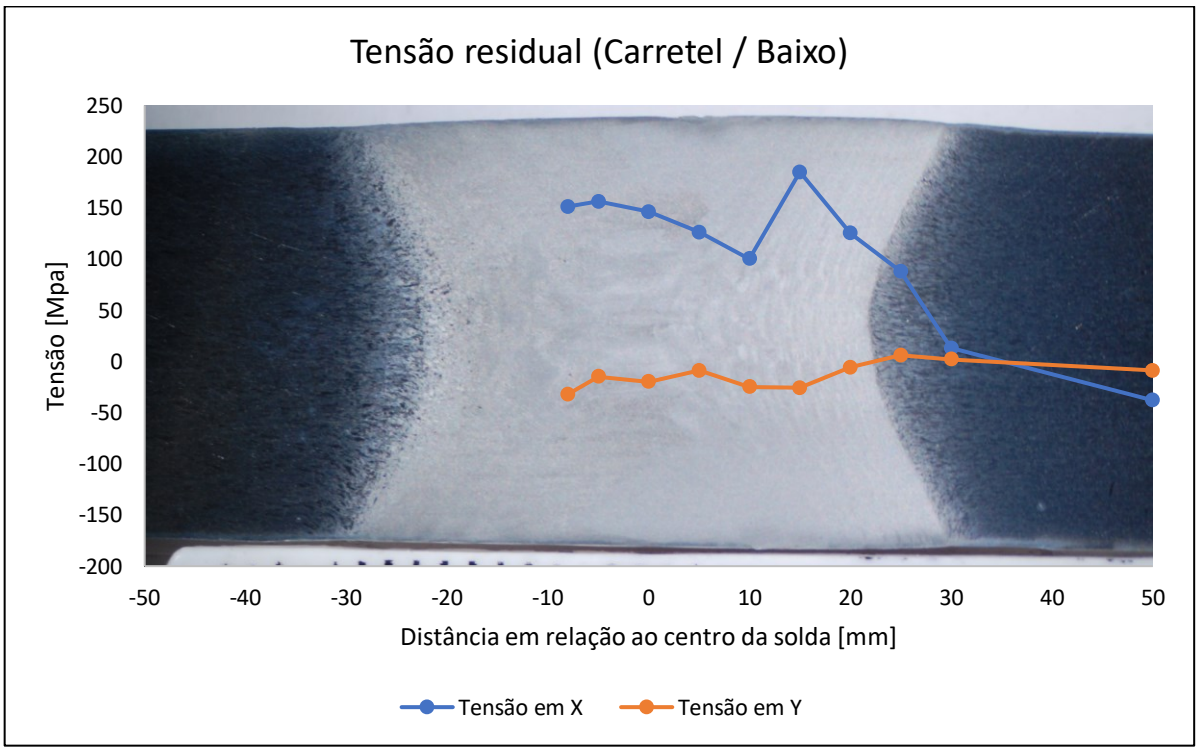
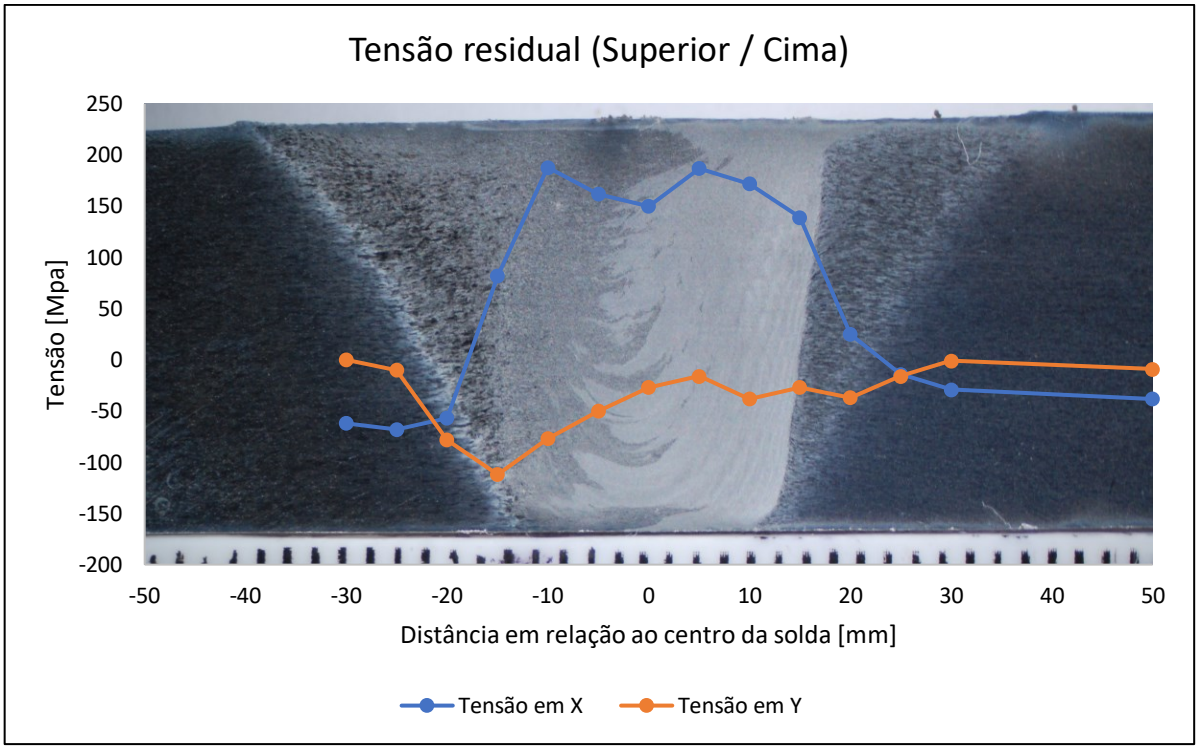


Figura 50 – Perfil de tensões residuais para o processo SALM superior: direção longitudinal (X), direção transversal (Y)



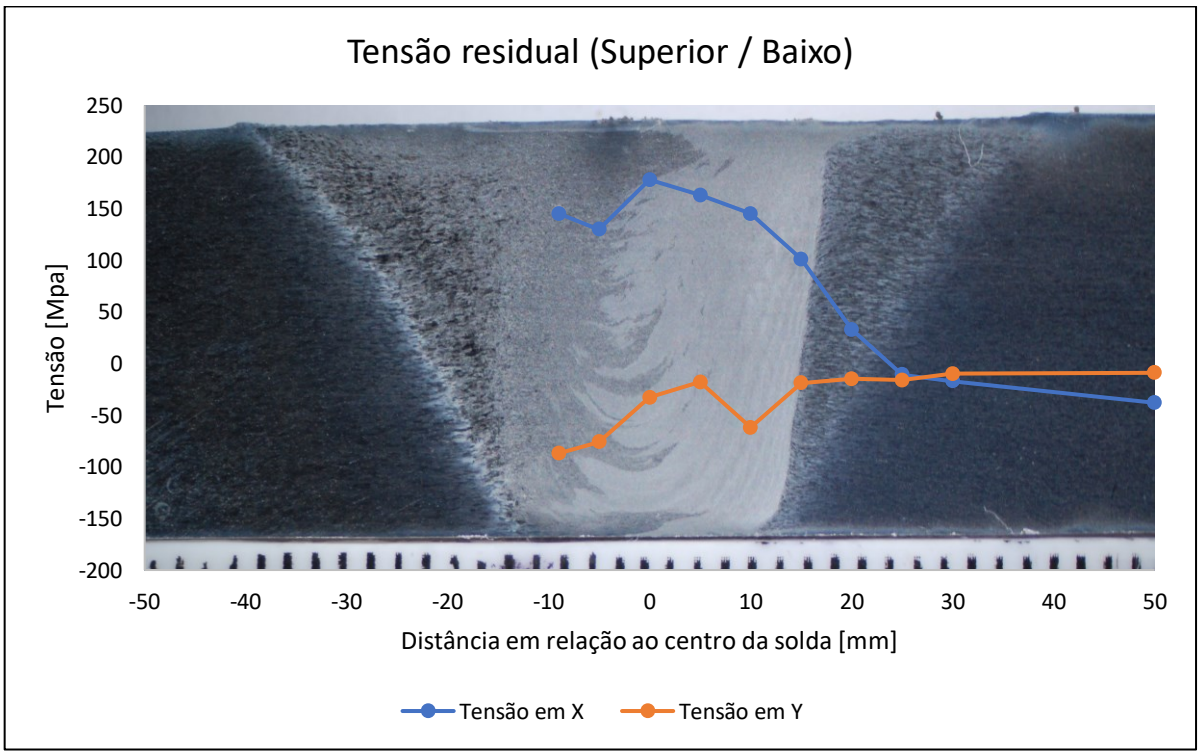
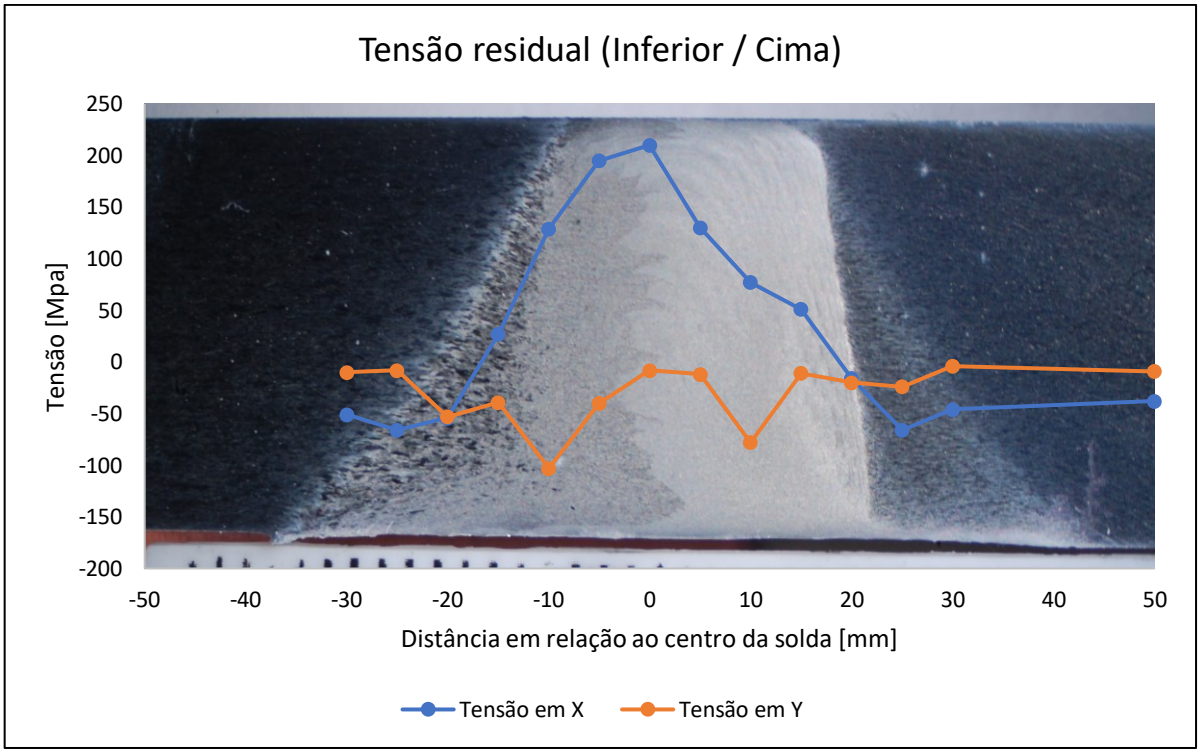


Figura 51 – Perfil de tensões residuais para o processo SALM inferior: direção longitudinal (X), direção transversal (Y)



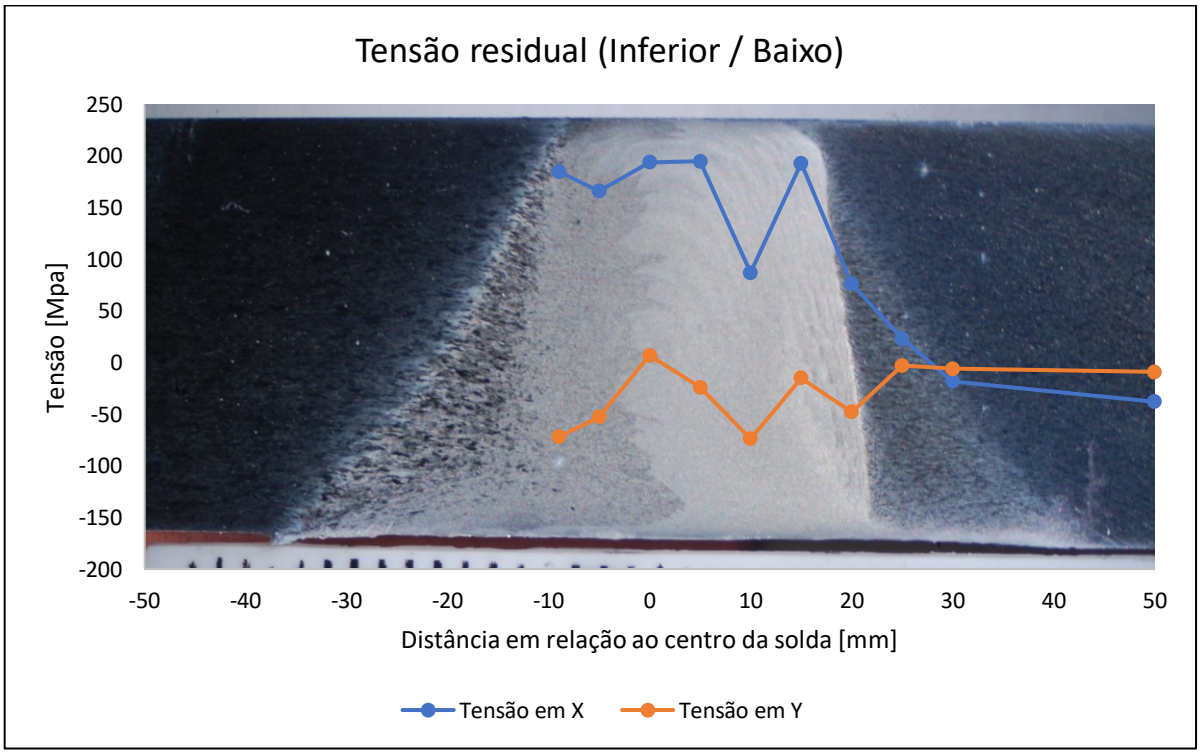
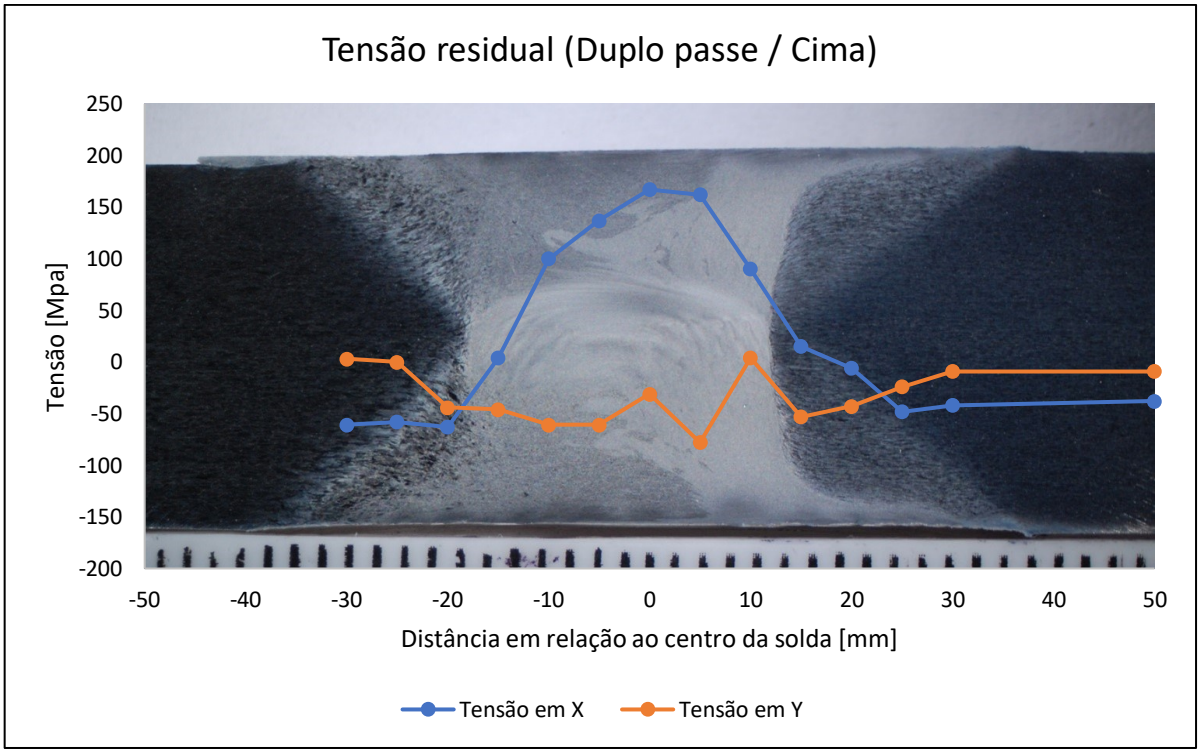
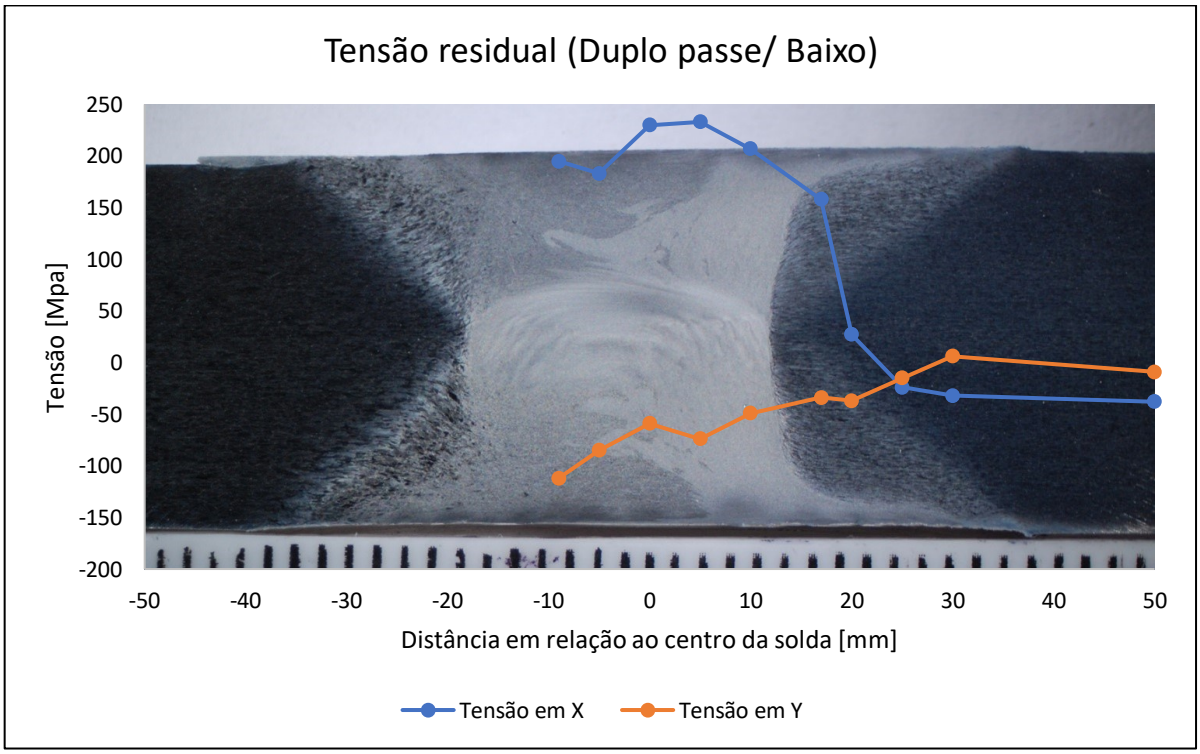


Figura 52 – Perfil de tensões residuais para o processo SALM de duplo passe: direção longitudinal (X), direção transversal (Y)





É importante notar que, a tensão residual do material base encontrada foi de aproximadamente 50 MPa compressiva e isso se deve provavelmente ao processo de laminação ao qual as chapas foram submetidas durante sua fabricação.

O primeiro aspecto a se notar é que as tensões medidas nas direções longitudinais foram trativas (positivas) e as medidas na direção transversal foram compressivas (negativas), como já demonstrados em estudos anteriores para soldas do tipo SALM em ligas de alumínio [12]. Além disso, as tensões trativas tendem a apresentar valores maiores que as tensões compressivas.

A solda realizada pelo método do carretel (Figura 49) foi a que apresentou os menores valores de tensão residual trativa, enquanto que, os maiores valores foram encontrados na solda realizada pelo método do duplo passe (Figura 52).

Em todos os casos, foi notado que a máxima tensão residual se encontra próximo a região do ombro da ferramenta. Além disso, uma forma de distribuição típica em “M” é apresentada [12].

Uma característica importante notada é de que a distribuição de tensões residuais, principalmente as na direção longitudinal, se assemelha com a distribuição de dureza, porém com o “formato” invertido; os pontos com tensão residual elevada coincidem com pontos com baixa dureza.

Por fim, nota-se que entre a transição de regiões totalmente recristalizadas e parcialmente recristalizadas, a tensão residual apresenta um valor maior do que em outras regiões da solda.

5 CONCLUSÃO

Este trabalho estudou, de maneira experimental, a diferença entre soldas SALM em chapas de alumínio AA7181-T7651 e AA7475-T7351 dissimilares e espessas, realizadas através dos métodos por carretel, duplo passe, superior e inferior, analisando a macroestrutura, dureza Vickers e tensões residuais. As conclusões foram:

a) O processo pelo método do carretel apresentou as distribuições mais homogêneas de dureza e tensão residual ao longo do perfil do material, além da macroestrutura mais homogênea.
b) As tensões residuais medidas foram positivas, ou seja, trativas, no sentido longitudinal, para todos os métodos, com o maior valor de 233 MPa encontrado para o método de duplo passe.
c) As tensões residuais medidas no sentido transversal foram negativas, ou seja, compressivas, para todos os métodos realizados, com o máximo, em módulo, sendo de 112 MPa para a solda de duplo passe.
d) O método do carretel foi o que produziu os menores valores de tensões residuais entre os métodos testados.
e) A análise de dureza mostrou uma distribuição em forma de “M” para todos os métodos testados, semelhante a distribuição de tensões residuais, que apresenta um formato de “W”.
f) A solda pelo método do carretel foi a que a presentou a distribuição mais estável de dureza ao longo do perfil do material.
g) O maior valor de dureza encontrado foi de 190 HV, encontrado nas soldas realizadas pelo método de duplo passe, superior e inferior.
h) O menor valor de dureza encontrado foi de 115 HV, para o método do carretel.
i) Os menores valores de dureza encontrados se localizaram próximos a região do núcleo, para todos os métodos testados, devido ao gradiente de temperatura e distribuição de precipitados no material.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se para trabalhos futuros a investigação das propriedades mecânicas da junta soldada pelo método do carretel. Outra possibilidade seria o estudo de diferentes parâmetros de soldagem a fim de otimizar a junta soldada. A análise da microestrutura e da formação de precipitados também seria interessante a fim de compreender seus efeitos na dureza e qualidade da solda formada.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

1 GOMES, Sérgio Bittencourt Varella. A indústria aeronáutica no Brasil: evolução recente e perspectiva. In: GOMES, Sérgio Bittencourt Varella. **A indústria aeronáutica no Brasil: evolução recente e perspectiva**. [S. l.], 2012. Disponível em: https://web.bndes.gov.br/bib/jspui/bitstream/1408/919/1/A%20indústria%20aeronáutica%20no%20Brasil_P-final_BD.pdf. Acesso em: 7 fev. 2021.

2 ESAB. Friction Stir Welding. In: ESAB. **Technical Handbook: Friction Stir Welding**. [S. l.], 2002?. Disponível em: https://assets.esab.com/assetbank-esab/assetfile/12296.pdf. Acesso em: 6 maio 2021.

3 Muruga, D.B.Naga. (2019). **A review on Friction Stir Welding.** International Journal of Trendy Research in Engineering and Technology, volume 3.

4 Mishra, R. S., & Sidhar, H. (2017). **Friction Stir Welding. Friction Stir Welding of 2XXX Aluminum Alloys Including Al-Li Alloys**, 1–13. doi:10.1016/b978-0-12-805368-3.00001-7

5 Fujii, H. (2019). **Friction Stir Welding. Novel Structured Metallic and Inorganic Materials***, 177–189.* doi:10.1007/978-981-13-7611-5_11

6 Shinde, Dnyandeo & vikram, kolhe. (2020). **Friction Stir Welding and Processing An Overview**.

7 Mashinini, P. M.. (2010). **Process window for friction stir welding of 3 mm Titanium (Ti-6Al-4V)**. Faculty of Engineering, the Built Environment and Information Technology Nelson Mandela Metropolitan University

8 Zhi-hong, F., Di-qiu He, & Hong, W. (2004). **Friction stir welding of aluminum alloys.** *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed., 19(1), 61–64.* doi:10.1007/bf02838366

9 Gite, R. A., Loharkar, P. K., & Shimpi, R. (2019). **Friction stir welding parameters and application: A review.** Materials Today: Proceedings. doi:10.1016/j.matpr.2019.07.613

10 Vilaça, P., & Thomas, W. (2011). **Friction Stir Welding Technology.** Advanced Structured Materials, 85–124. doi:10.1007/8611_2011_56

11 Silva, Patrícia Aparecida de Oliveira. **Efeitos dos parâmetros de soldagem por atrito linear (fsw) nas tensões residuais, microdureza e microestrutura em juntas dissimilares de ligas AA2024-T3 e AA7475-T761**. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Engenharia Mecânica – Centro Universitário da FEI, São Paulo, 2016.

12 Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). **Friction stir welding and processing. Materials Science and Engineering***: R: Reports, 50(1-2), 1–78.* doi:10.1016/j.mser.2005.07.001

13 Esmaily, M., Mortazavi, N., Osikowicz, W., Hindsefelt, H., Svensson, J. E., Halvarsson, M., … Johansson, L. G. (2016). **Bobbin and conventional friction stir welding of thick extruded AA6005-T6 profiles.** Materials & Design, 108, 114–125. doi:10.1016/j.matdes.2016.06.089

14 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6835**: alumínio e suas ligas - classificação das têmperas. Rio de Janeiro: ABNT. 2000.

15 OLIVEIRA, Juliano A. **CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE LIGAS DE ALUMÍNIO EUTÉTICAS NO ESTADO BRUTO DE FUSÃO E TRATADAS TERMICAMENTE POR HOMOGENEIZAÇÃO.** 2017. Monografia – Programa de pós-graduação em ciência e engenharia de materiais – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2017.

16 Abd El-Hafez, Hassan & Megharbel, Abla. (2018). **Friction Stir Welding of Dissimilar Aluminum Alloys.** World Journal of Engineering and Technology. 06. 408-419. 10.4236/wjet.2018.62025.

17 Coelho, R. S., Kostka, A., dos Santos, J. F., & Kaysser-Pyzalla, A. (2012**). Friction-stir dissimilar welding of aluminium alloy to high strength steels: Mechanical properties and their relation to microstructure. Materials Science and Engineering***: A, 556, 175–183.* doi:10.1016/j.msea.2012.06.076

18 Dinaharan, I., Kalaiselvan, K., Vijay, S. J., & Raja, P. (2012). **Effect of material location and tool rotational speed on microstructure and tensile strength of dissimilar friction stir welded aluminum alloys.** Archives of Civil and Mechanical Engineering, *12(4), 446–454.* doi:10.1016/j.acme.2012.08.002

19 W.B. Lee, Y.M. Yeon, S.B. Jung, **The mechanical properties related to the dominant microstructure in the weld zone of dissimilar formed Al alloy joints by friction stir welding**, Journal of Materials Science 38 (20) (2003) 4183–4191.

20 W.B. Lee, Y.M. Yeon, S.B. Jung, **The joint properties of dissimilar formed Al alloys by friction stir welding according to the fixed location of materials**, Scripta Materialia 49 (5) (2003) 423–428.

21 S. Lim, S. Kim, C.G. Lee, S. Kim, **Tensile behavior of friction stir-welded A356-T6/Al 6061-T651 Bi-alloy plate**, Metallurgical and Materials Transactions A 35 (9) (2004) 2837–2843.

22 Y. Uematsu, Y. Tozaki, K. Tokaji, M. Nakamura, **Fatigue behavior of dissimilar friction stir welds between cast and wrought aluminum alloys**, Strength of Materials 40 (1) (2008) 138–141.

23 M. Ghosh, K. Kumar, S.V. Kailas, A.K. Ray, **Optimization of friction stir welding parameters for dissimilar aluminum alloys**, Materials and Design 31 (6) (2010) 3033–3037.

24 M. Tehyo, P. Muangjunburee, S. Chuchom, **Friction stir welding of dissimilar joint between semi-solid metal 356 and AA 6061-T651 by computerized**

numerical control machine, Songklanakarin Journal of Science and Technology 33 (4) (2011) 441–448.

25 Kumar, N., Yuan, W., & Mishra, R. S. (2015). **Tool Design for Friction Stir Welding of Dissimilar Alloys and Materials.** Friction Stir Welding of Dissimilar Alloys and Materials*, 35–42.* doi:10.1016/b978-0-12-802418-8.00003-5

26 Podržaj, Primož & Jerman, Boris & Klobčar, Damjan. (2015**). Welding defects at friction stir welding**. Metalurgija. 54. 387-389.

27 Kudryavtsev, Y. F. (2008). **Residual Stress***.* Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics*, 371–388.* doi:10.1007/978-0-387-30877-7_15

28 Korsunsky, A. M. (2017). **Residual Stress "Measurement." A Teaching Essay on Residual Stresses and Eigenstrains***, 93–107.* doi:10.1016/b978-0-12-810990-8.00008-2

29 Rodrigues, L. D., Freire, J. L., & Vieira, R. D. (2011). **Desenvolvimento e avaliação experimental de uma nova técnica para medição de tensões residuais***. Matéria (Rio de Janeiro), 16(4), 842–856.* doi:10.1590/s1517-70762011000400006

30 SOARES, Ana Cristina Cosme. **Avaliação dos efeitos da plasticidade na medição de tensões residuais pela técnica do furo cego**. Rio de Janeiro, 2003. Tese (Engenharia Mecânica) - Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2003.

31 Smallman, R. E., & Ngan, A. H. W. (2014**). Characterization and Analysis. Modern Physical Metallurgy***, 159–250.* doi:10.1016/b978-0-08-098204-5.00005-5

32 ASTM. **Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials.** American Society for Testing and Materials, [*s. l.*], 1997

33 BARBOSA, Hugo Cal. **Aplicações do Alumínio na Indústria Aeronáutica e Aeroespacial**. 2014. 18 slides. Disponível

em: http://www.aluminio100porcento.com/uploads/files/3_aplicações_do_alumínio_na_indústria_aeronáutica_e_aeroespacial.pdf. Acesso em: 14 abr. 2021.

34 The Aluminum Association, Inc.. **International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys**. www.aluminum.org. 2015. 38 p. Disponível em: https://www.aluminum.org/sites/default/files/Teal%20Sheets.pdf. Acesso em: 20 mar. 2021.

35 YAKABU, Daniel Y. **CARACTERIZAÇÃO DA SUPERFÍCIE E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA SOLDAGEM POR ATRITO LINEAR EM JUNTAS TRI-DISSIMILARES COM LIGAS DE ALUMÍNIO E LIGA DE TITÂNIO.** São Bernardo do Campo, 2017. Tese (Dissertação de Mestrado) – Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2017.