

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**OTIMIZAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM A PONTO POR  
FRICÇÃO (FSpW) DA LIGA AlMgSc E AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS ESTÁTICAS E DINÂMICAS**

Sara Beatriz Miranda Lage

São Carlos  
2017



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E**  
**ENGENHARIA DE MATERIAIS**

OTIMIZAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM A PONTO POR  
FRICÇÃO (FSpW) DA LIGA AlMgSc E AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS ESTÁTICAS E DINÂMICAS

Sara Beatriz Miranda Lage

Dissertação apresentada ao  
Programa de Pós-Graduação em Ciência e  
Engenharia de Materiais como requisito  
parcial à obtenção do título de MESTRA EM  
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini

Coorientador: Dr. Jorge Fernandez dos Santos

Agência Financiadora: CNPq – Processo 134654/2016-1

São Carlos  
2017



## **DEDICATÓRIA**

*Aos meus pais, Eustáquio e Helena, e ao meu irmão Sávio, com todo amor e carinho.*

## **VITAE DA CANDIDATA**

Engenheira de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos (2016).





**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia  
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

---

**Folha de Aprovação**

---

Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Dissertação de Mestrado da candidata Sara Beatriz Miranda Lage, realizada em 28/08/2017:

---

Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini  
UFSCar

---

Prof. Dr. Paulo Sergio Carvalho Pereira da Silva  
UFSCar

---

Prof. Dr. Enrico José Giordano  
CENIC



## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pela saúde, força e luz ao longo dessa caminhada.

Ao professor Claudemiro Bolfarini por todas oportunidades, pela orientação e pela confiança depositada em mim durante esse trabalho.

Ao Dr. Jorge dos Santos e Dr. Junjun Shen pela orientação e suporte durante o trabalho desenvolvido na Alemanha.

Ao professor Paulo Sérgio C. P. da Silva por todas as discussões, ensinamentos e contribuições técnicas que enriqueceram esse trabalho.

Agradeço a toda minha família, em especial aos meus pais e meu irmão, meus maiores exemplos. Obrigada pelo amor, por sempre acreditarem em mim e por me apoiarem incondicionalmente em todos os momentos da minha vida. A minha avó Ana, pelas incansáveis orações.

Ao Thiago, por todo amor, companheirismo, paciência e incentivo ao longo desses anos.

A todos os meus amigos, de Ipatinga, São Carlos e Geesthacht, por tornarem essa caminhada mais leve e divertida. Em especial ao Lucas, Gabriel, Murillo, Fernando e César, e os demais companheiros de laboratório, pela ótima recepção e convivência diária. Agradeço também ao amigo Leonardo pelas discussões e contribuições nesse trabalho.

Ao DEMa e ao PPGCEM pela excelente infraestrutura e ensino oferecidos aos alunos.

Ao CNPq (processo 134654/2016-1) pela concessão da bolsa de estudos.



## RESUMO

Ligas de alumínio são amplamente utilizadas em indústrias de transporte visando a redução do peso estrutural e consumo de combustíveis. O desenvolvimento de ligas avançadas e tecnologias mais efetivas de união contribuem para o alcance de tais objetivos. Ligas do sistema AlMgSc surgem como opção interessante para utilização estrutural devido à baixa densidade e alto desempenho mecânico, aliados a um custo atrativo. O processo de soldagem a ponto por fricção (FSpW) é uma tecnologia recente de união de materiais no estado sólido, que tem se mostrado adequado para a união de ligas leves. Tal processo é realizado em poucas etapas e curto tempo, com baixos ciclos térmicos e consumo energético e sem adição de materiais extras, se mostrando, portanto, uma alternativa a técnicas utilizadas industrialmente, como rebitagem e solda a ponto por resistência. Esse trabalho apresenta, pela primeira vez, resultados de aplicação do FSpW em chapas AlMgSc sobrepostas. O efeito dos parâmetros do processo, como velocidade de rotação, profundidade e tempo de penetração da ferramenta, foi investigado visando a obtenção de soldas com maior resistência em ensaios de cisalhamento, dita condição otimizada. Para tal, foi aplicado o método Taguchi e análise de variância para estudar a importância de cada parâmetro na resistência mecânica das juntas. Além disso, as soldas foram caracterizadas microestruturalmente e uma análise do fluxo de material proporcionou um entendimento inicial acerca da formação de algumas características microestruturais. Ademais, o desempenho em fadiga foi analisado para a condição otimizada de soldagem e a curva S-N foi levantada. Os resultados obtidos apontam um bom desempenho estático das soldas, embora o desempenho em fadiga tenha sido menos satisfatório. Finalmente, os mecanismos de falha, de ensaios estáticos e dinâmicos, foram observados e se mostraram fortemente relacionados a elementos geométricos, como cunha, e linha de união, além de regiões de transições microestruturais.

**Palavras-chave:** AlMgSc; Solda a ponto por fricção; FSpW; Método Taguchi; Resistência ao cisalhamento; Fadiga; Fratura.



## **OPTIMIZATION OF FRICTION SPOT WELDING (FSpW) PROCESS OF AlMgSc ALLOY AND EVALUATION OF STATIC AND DYNAMIC MECHANICAL PROPERTIES**

### **ABSTRACT**

Aluminum alloys are widely used in transportation industry to reduce structural weight and fuel consumption. The development of advanced alloys and more effective technologies for joining materials contribute to achieve such objectives. AlMgSc alloys emerge as an interesting option to structural applications due to low density and high mechanical performance, as well as an attractive cost. Friction spot welding (FSpW) process is a novel solid state joining technology that has proven to be suitable for joining lightweight materials. This process is carried out in a few steps and in a short time with low thermal cycles and energy consumption as well as without extra materials addition. Thus, this process is an alternative to industrial techniques such as riveting and resistance spot welding. This work presents, for the first time, the application results of FSpW on AlMgSc sheets in overlapping configuration. The effect of the process parameters, such as rotational speed, plunge depth and plunge time, was investigated in order to obtain joints with higher lap shear strength. The Taguchi method and the analysis of variance were applied to study the influence of each parameter on mechanical properties of the joints. In addition, the welds were submitted to microstructural characterization and a material flow analysis provided an initial understanding about the formation of microstructural features. Therefore, the fatigue performance was analyzed for the condition of higher lap shear strength and the S-N curve was drawn. The results indicated a good static performance of the welds, although the fatigue performance was less satisfactory. Finally, failure mechanisms of static and dynamic tests seemed to be strongly related to geometric features, such as hook, bonding ligament and microstructural transition regions.

**Keywords:** AlMgSc alloy; Friction Spot Welding; FSpW; Taguchi Method; Lap Shear Strength; Fatigue; Fracture.



## PUBLICAÇÕES

### Trabalhos submetidos para publicação:

- SHEN, J.; **LAGE, S.B.M.**; SUHUDDIN, U.F.H.; BOLFARINI, C.; DOS SANTOS, J.F. Texture Development and Material Flow Behavior during Refill Friction-Stir-Spot Welding of AlMgSc. Aceito na revista *Metallurgical and Materials Transactions A* em 30/08/2017



## SUMÁRIO

	Pág.
FOLHA DE APROVAÇÃO .....	i
AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vii
PUBLICAÇÕES .....	ix
SUMÁRIO.....	xi
ÍNDICE DE TABELAS.....	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xv
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS .....	xxi
1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA .....	1
2 OBJETIVOS .....	3
3 REVISÃO BIBLIGRÁFICA .....	5
3.1 Soldagem a ponto por fricção .....	5
3.2 Ligas de alumínio e aplicação aeroespacial.....	13
3.2.1 Ligas do sistema Alumínio-Magnésio-Escândio.....	14
3.3 Soldagem de ligas AlMgSc .....	20
4 MATERIAIS E MÉTODOS .....	25
4.1 Material utilizado.....	25
4.2 Processo de soldagem .....	25
4.2.1 Definição da janela de processamento .....	27
4.3 Planejamento estatístico de experimentos.....	27
4.4 Ensaio de cisalhamento .....	28
4.5 Medidas de temperatura .....	30
4.6 Caracterização da solda típica.....	31
4.6.1 Análise macro e microestrutural.....	31
4.6.2 Microdureza Vickers .....	32
4.7 Análise preliminar do fluxo de material .....	32
4.8 Ensaio de fadiga .....	34
4.8.1 Distribuição de Weibull e levantamento da curva S-N.....	34
4.9 Análise das fraturas .....	36

4.10 Fluxograma de atividades experimentais .....	37
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	39
5.1 Soldas preliminares.....	39
5.2 Planejamento de experimentos - otimização do processo.....	42
5.3 Ciclo térmico .....	52
5.4 Caracterização da solda típica .....	54
5.5 Análise preliminar do fluxo de material.....	65
5.6 Fraturas em ensaios de cisalhamento.....	73
5.7 Ensaios de fadiga.....	80
5.8 Fraturas em ensaios de fadiga.....	83
6 CONCLUSÕES.....	91
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	95
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	97

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1 - Comparação de propriedades Al-Cu, Al-Li e AlMgSc [2,64]. .....	19
Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas da liga KO8542. ....	25
Tabela 4.2 - Parâmetros e níveis de variação para desenvolvimento do planejamento estatístico de experimentos. ....	28
Tabela 5.1 - Matriz L9 e valores experimentais de carga de fratura em ensaios de cisalhamento.....	42
Tabela 5.2 - Valores experimentais de carga de fratura em ensaios de cisalhamento para a condição ideal prevista pelo método Taguchi.....	45
Tabela 5.3 - Experimentos com variação de apenas um parâmetro, OFAT. ....	47
Tabela 5.4 - Análise de variância (ANOVA). ....	48
Tabela 5.5 - Valores experimentais e previstos de carga de fratura em ensaios de cisalhamento para várias condições de processo. ....	50
Tabela 5.6 - Resultados dos testes de fadiga para a junta de AlMgSc por FSpW. ....	80
Tabela 5.7 - Parâmetros $\alpha$ e $\beta$ e tempo médio para fratura de Weibull. ....	81



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1 - Aspecto visual e macrografia de uma região transversal de uma solda de alumínio produzida por (a) FSSW e (b) FSpW [14].	6
Figura 3.2 - Ilustração dos três componentes da ferramenta e a montagem da ferramenta.	7
Figura 3.3 - Esquema do processo FSpW na variante penetração da camisa: (a) fixação das chapas e rotação da ferramenta; (b) penetração da camisa e retração do pino; (c) retorno da ferramenta para a posição inicial; (d) retirada da ferramenta [27].	8
Figura 3.4 - (a) Seção transversal de uma solda de alumínio mostrando as principais regiões da solda ZM, ZTMA e ZTA; Microestrutura típica (b) ZM e (c) ZTMA [36 adaptado].	9
Figura 3.5 - Região do elemento cunha numa solda FSpW de alumínio [67].	11
Figura 3.6 - Distribuição de tensões normais em corpos de prova com (a) ausência de cunha e (b) cunha com altura significativa [27 adaptado]. As cunhas estão circuladas em preto na figura.	12
Figura 3.7 - (a) Região rica em Al do diagrama binário Sc [50]; (b) Estrutura cristalina fase L12 Al <sub>3</sub> Sc [55].	15
Figura 3.8 - Efeito da adição de Sc na temperatura de recristalização de liga do sistema AlMgSc [61].	16
Figura 3.9 - Micrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão (MET) mostrando a interação dos precipitados Al <sub>3</sub> Sc com discordâncias [62].	17
Figura 3.10 - Efeitos da adição de escândio no limite de escoamento de várias ligas [63].	18
Figura 3.11 - Comparação de propriedades da liga Al-Cu AA2024 e AlMgSc AA5028 [6].	19
Figura 3.12 - Micrografias de campo claro obtidas por MET, representando os precipitados Al <sub>3</sub> Sc em diferentes zonas da solda por FSW e MB indicadas na macrografia de uma junta de AlMgSc (a) MB, (b) ZTMA, (c) ZM [62].	21
Figura 3.13 - Comparação entre perfis de microdureza para solda de liga AlMgSc por TIG e FSW [66].	23
Figura 4.1 - (a) Máquina RPS 100 e (b) a ferramenta de soldagem FSpW.	26

Figura 4.2 - Representação esquemática do corpo de prova de ensaios de cisalhamento, com os eixos de referência.....	29
Figura 4.3 - Corpo de prova em máquina de tração durante ensaio de cisalhamento: (a) vista frontal; (b) vista lateral.....	30
Figura 4.4 - Desenho esquemático da posição dos termopares. ....	31
Figura 4.5 - Desenho esquemático das seções transversais em duas condições de estudo do fluxo de material. ....	33
Figura 4.6 - Desenho esquemático da seção transversal da amostra com processo interrompido na posição 2,0 mm, mostrando as posições das macrografias verticais. ....	34
Figura 4.7 - Fluxograma das atividades experimentais do presente trabalho. .	37
Figura 5.1 - Aparência típica das soldas produzidas nesse trabalho. ....	39
Figura 5.2 - Macroestrutura da solda produzida na condição VR=1000 rpm, PP=1,4 mm, TP=0,55 s. No detalhe nota-se a presença de alguns vazios.....	40
Figura 5.3 - Macroestrutura da solda produzida na condição VR=600 rpm, PP=1,4 mm, TP=1 s. Trinca encontrada na solda é mostrada em detalhe. ....	41
Figura 5.4 - Gráfico de probabilidade normal dos resíduos. ....	43
Figura 5.5 - Efeito dos principais resultantes do método Taguchi para carga de cisalhamento e razão S/R para as três variáveis analisadas. ....	44
Figura 5.6 - Resumo das cargas de cisalhamento para as 10 condições de soldagem. ....	46
Figura 5.7 - Porcentagem de influência dos fatores VR, PP e TP na carga de cisalhamento das soldas. ....	49
Figura 5.8 - Gráfico de valores previstos por Taguchi versus valores experimentais para carga de ruptura em cisalhamento. ....	50
Figura 5.9 - Resultados de carga de cisalhamento na ruptura obtidos nesse trabalho e comparação com outros dados da literatura. ....	51
Figura 5.10 - Distribuição de temperatura em diferentes regiões da solda para a condição 4 de soldagem. ....	53
Figura 5.11 - Macroestrurura típica formada durante o processo de soldagem FSpW.....	54
Figura 5.12 - Microestrutura do material base. ....	55

Figura 5.13 - Microestrutura da região soldada: (a) ZM; (b) ZTMA.....	56
Figura 5.14 - Mapa de microdureza para a condição 4 de soldagem. ....	57
Figura 5.15 - Sobreposição do mapa de microdureza e a macroestrutura da solda. ....	58
Figura 5.16 - Macroestrutura indicando locais de análise de EBSD e algumas características típicas das soldas FSpW da liga AlMgSc. ....	58
Figura 5.17 - Região do retângulo vermelho, chamada de transição da solda: (a) visão geral do mapa de EBSD com diferentes regiões destacadas; (b) a (f) mapas de EBSD de diferentes regiões marcadas em (a); (g) triângulo mostrando o código de cor de acordo com a direção cristalográfica em relação à direção longitudinal para os mapas de EBSD.....	60
Figura 5.18 - Região do retângulo amarelo, no centro da solda na chapa superior: (a) visão geral do mapa de EBSD com diferentes regiões destacadas; (b) e (c) mapas de EBSD de diferentes regiões marcadas em (a), no centro com recristalização parcial e mais distante do centro com recristalização total, respectivamente. ....	62
Figura 5.19 - Região do retângulo preto, no centro da solda na chapa inferior: (a) visão geral do mapa de EBSD; (b) mapa de EBSD de região marcada em (a). ....	63
Figura 5.20 - Região da cunha em detalhe. ....	64
Figura 5.21 - Macrografia da solda FSpW sem ataque .....	65
Figura 5.22 - Diferentes etapas do processo de soldagem mostrando o fluxo de material macroscópico, utilizando duas chapas similares. A profundidade da camisa quando o processo foi interrompido está escrita na figura correspondente.....	67
Figura 5.23 - Diferentes etapas do processo de soldagem mostrando o fluxo de material macroscópico, utilizando chapas dissimilares na parte inferior. A profundidade da camisa quando o processo foi interrompido está escrita na figura correspondente.....	69
Figura 5.24 - Detalhes da formação da cunha (a) antes de penetrar na chapa inferior e (b) após penetrar na chapa inferior. ....	70

Figura 5.25 - Diferentes etapas do processo de soldagem mostrando o fluxo de material macroscópico, utilizando chapas dissimilares na parte superior. A profundidade da camisa quando o processo foi interrompido está escrita na figura correspondente. ....	71
Figura 5.26 - Região da gota em detalhe. ....	72
Figura 5.27 - Análise do fluxo de material vertical, na posição de penetração da camisa de 2mm: (a) na superfície externa em contato com o pino; (b) 1,25mm e (c) 2,5mm abaixo da superfície superior.....	73
Figura 5.28 - Modos de fraturas em ensaios de cisalhamento: (a) através da solda e (b) arrancamento. ....	74
Figura 5.29 - Seção transversal de uma solda fraturada através do botão de solda, indicando a propagação da trinca através da linha de união.....	74
Figura 5.30 - Superfícies de fratura por MEV do tipo cisalhamento; (a) visão superior com indicação do início da trinca; (b) presença de alvéolos alongados. ....	76
Figura 5.31 - Seção transversal de uma solda fraturada tipo arrancamento antes de total fratura do corpo de prova. No detalhe, região de início e propagação da trinca. ....	77
Figura 5.32 - Superfícies de fratura por MEV do tipo arrancamento: (a) visão geral da região do botão de solda fraturado (b) região b destacada pelo quadrado em (a) do início da fratura ao redor do botão de solda; (c) região c em (b) com a presença de alvéolos esféricos; (d) região d em (b) com a presença de alvéolos parabólicos; (e) região final da fratura, dentro da ZM, com a presença de alvéolos parabólicos.....	78
Figura 5.33 - Carga versus deslocamento para os dois tipos típicos de fratura observados durante ensaios estáticos. ....	79
Figura 5.34 - Gráficos da distribuição de Weibull para os quatro níveis de amplitude de tensão. ....	81
Figura 5.35 - Curva S-N para as juntas de AlMgSc soldadas a ponto por fricção (FSpW).....	82
Figura 5.36 - Curvas S-N para diversos níveis de confiabilidade.....	83

Figura 5.37 - Modos de fratura em ensaios de fadiga: (a) através da chapa superior; (b) através da chapa inferior.....	84
Figura 5.38 - Macrografia da seção transversal de um corpo de prova testado em fadiga antes da fratura total. ....	84
Figura 5.39 - Visão geral da fratura por fadiga na chapa superior (S). ....	85
Figura 5.40 - Superfícies de fratura de fadiga por MEV: (a) presença de degraus na interface entre as chapas (pontos de nucleação de trinca de fadiga); (b) estrias de fadiga na periferia da solda; (c) região de transição entre a periferia da solda e a largura da chapa; (d) e (e) estrias de fadiga na região da largura da chapa; (f) transição para região do <i>shear lip</i> ; (g) alvéolos na região do <i>shear lip</i> . As setas amarelas indicam a direção de propagação da trinca. ....	87
Figura 5.41 - Marcas de praia observadas na fratura. ....	88



## SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

<b>A</b>	Alongamento na fratura
<b>ANOVA</b>	Análise de variância
<b>AWS</b>	<i>American Welding Society</i>
<b>DOE</b>	Planejamento de experimentos ( <i>Design of Experiments</i> )
<b>EBSD</b>	<i>Electron backscatter diffraction</i> (difração de elétrons retroespalhados)
<b>FSpW</b>	Soldagem a ponto por fricção
<b>FSSW</b>	Soldagem a ponto por fricção e mistura
<b>FSW</b>	Soldagem por fricção e mistura
<b>GL</b>	Graus de liberdade
<b>HZG</b>	Helmholtz-Zentrum Geesthacht
<b>I</b>	Fratura de fadiga através da chapa inferior
<b>MB</b>	Material base
<b>MEV</b>	Microscopia eletrônica de varredura
<b>Mg</b>	Magnésio
<b>OFAT</b>	<i>One-factor-at-time</i>
<b>P%</b>	Porcentagem de contribuição
<b>PP</b>	Profundidade de penetração
<b>QM</b>	Quadrados médios
<b>RFSSW</b>	Soldagem a ponto por fricção e mistura com preenchimento
<b>RSW</b>	Solda a ponto por resistência
<b>S</b>	Fratura de fadiga através da chapa superior
<b>SQ</b>	Soma dos quadrados
<b>S/R</b>	Razão Sinal/Ruído do método Taguchi
<b>T</b>	Carga de cisalhamento média total
<b>TP</b>	Tempo de penetração
<b>t<sub>r</sub></b>	Temperatura de recristalização
<b>VR</b>	Velocidade de rotação
<b>ZM</b>	Zona de mistura
<b>ZTMA</b>	Zona termomecanicamente afetada
<b>ZTA</b>	Zona termicamente afetada

$Y_{abc}$  Carga de cisalhamento prevista pelo método Taguchi nos  
níveis a, b e c.

$\sigma_e$  Limite de escoamento

$\sigma_r$  Limite de resistência

## 1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

A forte concorrência na indústria aeroespacial tem impulsionado o desenvolvimento de estruturas que buscam garantir máxima eficiência e custo mínimo, mantendo alto nível de segurança. Eficiência estrutural está diretamente relacionada ao peso da aeronave e, conseqüentemente, consumo de combustível [1,2]. A diminuição no consumo de combustível proporciona tanto a redução de gastos quanto menor quantidade liberada de CO<sub>2</sub> na atmosfera, cumprindo exigências econômicas e ambientais.

Essas condições aumentam a demanda pelo desenvolvimento e a utilização de ligas metálicas avançadas, com melhores combinações de propriedades, além de processos industriais mais eficientes. Dessa maneira, desafio e tendência no segmento aeronáutico são, portanto, fornecer soluções integradas de materiais e tecnologias de união, que permitam a produção de estruturas com menor peso e custo [2].

Ligas de alumínio são amplamente utilizadas na indústria aeroespacial devido à sua combinação única de propriedades como baixa densidade, resistência à corrosão, tolerância ao dano e combinação de resistência mecânica e conformabilidade [3]. Ligas do sistema AlMgSc, desenvolvidas a partir da série 5xxx com pequenas adições de escândio, fazem parte dessas novas ligas de alumínio desenvolvidas para aplicações estruturais [4,5].

O perfil de propriedades das ligas AlMgSc permite uma aplicação benéfica em termos de peso e custos para componentes estruturais de alto desempenho em aviões. Essas ligas apresentam densidade reduzida, melhores propriedades de fadiga, tolerância ao dano, além de desempenho estático adequado, em comparação com tradicionais ligas da série 2xxx utilizadas em estruturas aeroespaciais. Além disso, apresenta densidade similar a ligas alumínio-lítio, com o benefício de menor custo do material [6]. Devido a essas características, essas ligas têm despertado o interesse da Airbus para aplicações em fuselagens [7–9].

Grande parte dessas propriedades da liga AlMgSc está relacionada a formação de precipitados Al<sub>3</sub>Sc coerentes com a matriz. Essas partículas são muito efetivas no ancoramento de discordâncias e contornos de grão,

impactando significativamente nas propriedades mecânicas e promovendo estabilização da microestrutura. Entretanto, processos convencionais de soldagem que envolvem fusão na liga AlMgSc levam a dissolução desses precipitados e, conseqüentemente, degradação de propriedades mecânicas desse material. Dessa maneira, processos de união no estado sólido são técnicas potencialmente promissoras para união de ligas desse sistema [10–12].

O processo de soldagem a ponto por fricção (FSpW) é uma tecnologia recente de união no estado sólido que surge como potencial substituto às técnicas convencionais de junções estruturais por ponto, uma vez que supera ou diminui algumas limitações inerentes a essas técnicas. Como não há adição de nenhum material no processo, o FSpW não promove incremento de peso, que é uma penalidade inerente ao processo de rebitagem (além da maior susceptibilidade à corrosão). Além disso, em vantagem à soldagem a ponto por fusão, apresenta uma melhor eficiência energética, além da ausência de defeitos relacionados à solidificação [13–16].

Dessa forma, o estudo e desenvolvimento do processo FSpW para a soldagem de ligas de alumínio de alta performance, para aplicações aeroespaciais, é de suma importância, uma vez que essa técnica tem potencial de reduzir peso e consumo energético, além de melhorar a performance de juntas.

Esse trabalho apresenta pela primeira vez a aplicação da técnica de soldagem FSpW em ligas recém desenvolvidas de AlMgSc para aplicação aeroespacial. Além da otimização de parâmetros do processo e caracterização microestrutural, esse estudo investiga propriedades mecânicas em ensaios estáticos e cíclicos, que são fatores limitantes e primordiais em projetos de estruturas aeroespaciais. Dessa maneira, como o processo FSpW ainda é recente, o presente trabalho pode auxiliar na consolidação dessa técnica de união para aplicação industrial.

Esse trabalho foi desenvolvido como resultado de uma parceria científica e tecnológica entre a Universidade Federal de São Carlos e o instituto de pesquisa alemão Helmholtz-Zentrum Geesthacht, que é referência mundial em desenvolvimento de tecnologia de soldagem no estado sólido.

## **2 OBJETIVOS**

Os objetivos desse trabalho são a obtenção de uma condição otimizada de processo que maximiza o desempenho da liga através de ferramentas estatísticas, estudo de características macro e microestruturas da solda e avaliação de propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas com entendimento do desenvolvimento da fratura para essas solicitações mecânicas.



### 3 REVISÃO BIBLIGRÁFICA

#### 3.1 Soldagem a ponto por fricção

Nas últimas décadas, processos de soldagem no estado sólido vêm sendo desenvolvidos como alternativa a processos convencionais de soldagem que envolvem fusão, uma vez que defeitos relacionados a solidificação do material são evitados ou minimizados, como trinca a quente, porosidade e distorções [16]. O processo de soldagem por fricção e mistura (*friction stir welding*, FSW) foi desenvolvido pelo *The Welding Institute*, em 1991 na Inglaterra, [17] e vem sendo amplamente utilizado na união de diversos metais, como ligas de alumínio, aços e até mesmo materiais dissimilares [18]. Esse processo de soldagem linear envolve deformações plásticas intensas e calor gerado pela fricção da ferramenta no material, sem atingir a temperatura de fusão do mesmo [19].

Devido a demandas de projetos, processos de soldagem a ponto no estado sólido foram desenvolvidos derivados do processo FSW, como a soldagem a ponto por fricção e mistura (*friction stir spot welding*, FSSW) e a soldagem a ponto por fricção (FSpW). A FSSW foi criada pela *Mazda Motor Corporation* no Japão, utilizando a mesma ferramenta do FSW, visando à utilização em componentes automotivos em substituição à soldagem a ponto por resistência (RSW) [14,20]. Estudos mostram que esses processos de união no estado sólido levam a uma economia de energia de mais de 90% em relação à soldagem a ponto por resistência (RSW) [14,21].

O processo de soldagem a ponto por fricção (*friction spot welding*, FSpW), também conhecido como soldagem a ponto por fricção e mistura com preenchimento (*refil friction stir spot welding*, RFSSW) foi inventado e patenteado pelo instituto alemão *GKSS Forschungszentrum GmbH* (agora *Helmholtz Zentrum Geesthacht*, HZG) [22]. Esse processo tem se mostrado adequado para a produção de soldas similares de alumínio [13,15,23–26] e magnésio [27], além de soldas dissimilares de Al/Cu [28], Al/Ti [29,30], Al/Mg [31], Al/Aço [32], para aplicações estruturais.

Em relação ao FSSW o processo de FSpW apresenta uma superioridade, que é o preenchimento completo da solda. A diferença entre as soldas obtidas por esses dois processos é ilustrada na Figura 3.1. O buraco remanescente na

solda por FSSW, Figura 3.1a, é devido à ferramenta utilizada no processo [33]. Uematsu et al. [34] pontuaram que esse buraco na superfície poderia ser local preferencial para corrosão, além de reduzir a área efetiva da seção transversal da solda e ser concentrador de tensão. Assim, com o preenchimento desse orifício melhores propriedades mecânicas são obtidas.

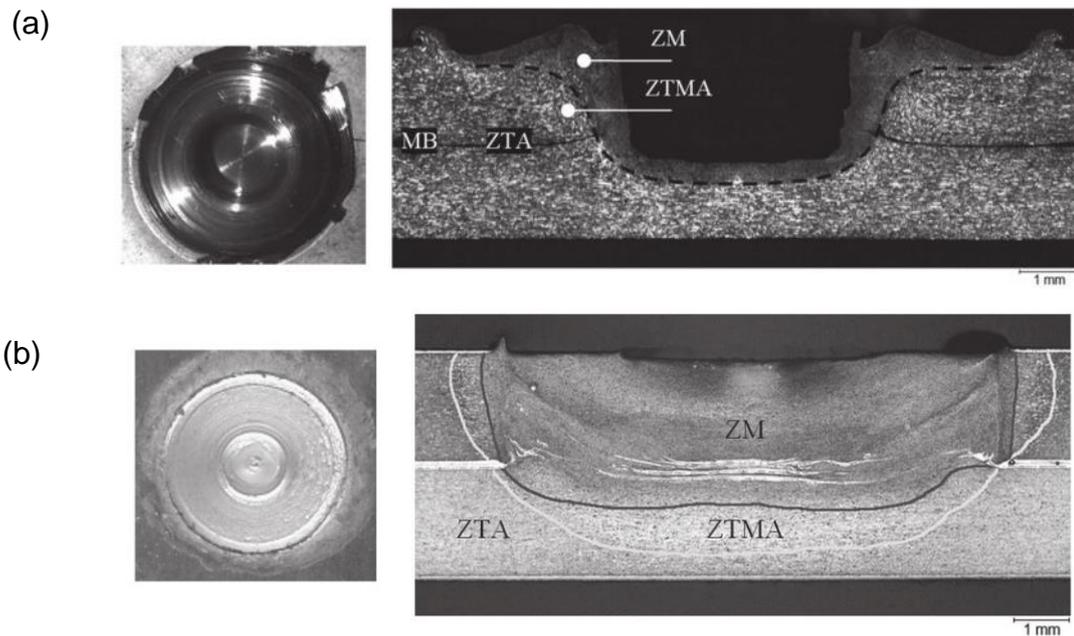


Figura 3.1 - Aspecto visual e macrografia de uma região transversal de uma solda de alumínio produzida por (a) FSSW e (b) FSpW [14].

O processo FSpW apresenta algumas vantagens frente a outras técnicas de união utilizadas industrialmente. A rebiteagem é um processo muito utilizado em indústria automotiva e aeroespacial. Entretanto, a utilização dessa técnica está atrelada a aumento de peso da estrutura, além de susceptibilidade a corrosão [13]. Como no FSpW nenhum material é adicionado, essas limitações são reduzidas. Além disso, como já abordado, processos de soldagem por fricção levam a uma enorme redução de energia, além de evitar defeitos de solidificação, quando comparados a processos que envolvem fusão. Dessa maneira, FSpW é considerada uma tecnologia promissora para substituir a rebiteagem e a soldagem por pontos de resistência (RSW) [15,21,27].

Nesse processo é utilizada uma ferramenta de soldagem não consumível composta por três partes independentes: pino, camisa e anel de fixação, mostrados na Figura 3.2. A camisa e o pino são capazes de mover, girando, para cima e para baixo de forma coaxial e independente. Já o anel de fixação é o componente fixo responsável por manter as chapas de material fixas durante o processo e evitar a perda de material plastificado enquanto a camisa e o pino se movimentam.

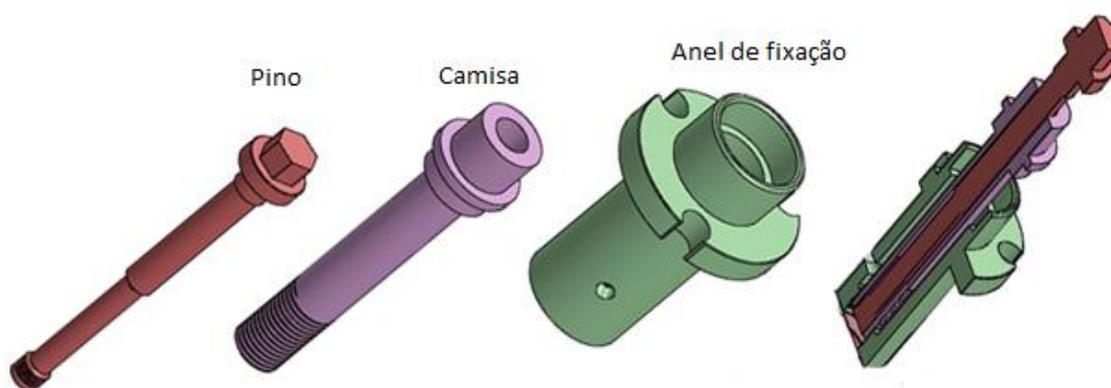


Figura 3.2 - Ilustração dos três componentes da ferramenta e a montagem da ferramenta.

Existem duas variantes no processo de soldagem a ponto por fricção: a variante camisa e a variante pino, sendo que a diferença entre esses dois processos está na parte da ferramenta que irá penetrar na chapa [23]. A principal vantagem da variante camisa é a maior área soldada devido à maior diâmetro da camisa em relação ao pino. A variante camisa é a mais utilizada e por isso será descrita a seguir e está ilustrada na Figura 3.3.

Como mostrado na Figura 3.3a, uma força axial é aplicada e as duas chapas sobrepostas são fixadas e pressionadas pelo anel de fixação, enquanto o pino e a camisa começam a rodar no mesmo sentido e com a mesma velocidade angular. No início do processo de soldagem, a camisa é forçada contra a chapa superior gerando um calor devido à fricção e formando um material plastificado. Enquanto a camisa move-se para baixo, o pino move no sentido oposto, criando uma cavidade que será preenchida pelo material amolecido durante o processo, Figura 3.3b. Para promover uma melhor mistura

do material, pode-se manter os componentes da ferramenta girando nessa posição por um tempo, o qual é denominado tempo de mistura. Finalmente, a camisa e o pino voltarão para a posição inicial, forçando o material amolecido, que ocupava a cavidade, a preencher o buraco formado nas chapas (Figura 3.3c). Por fim, uma vez concluído o processo, a ferramenta é retirada e a junta é formada (Figura 3.3d). Todo processo ocorre de maneira rápida, de modo a totalizar, geralmente, de 1 a 6s para obtenção da solda.

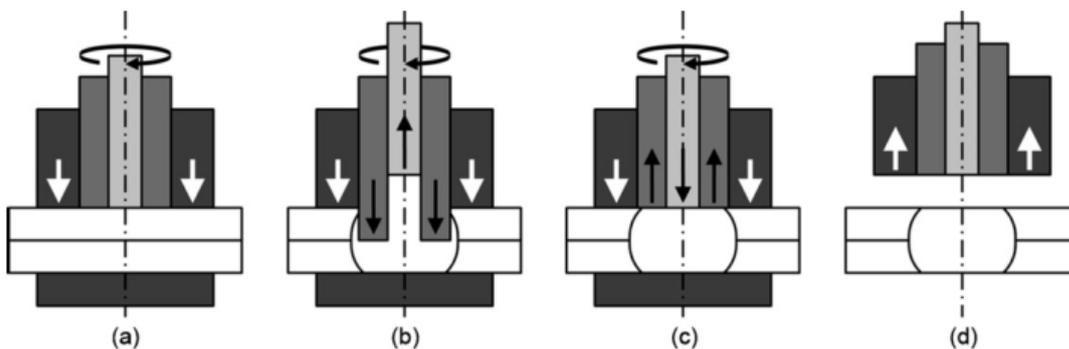


Figura 3.3 - Esquema do processo FSpW na variante penetração da camisa: (a) fixação das chapas e rotação da ferramenta; (b) penetração da camisa e retração do pino; (c) retorno da ferramenta para a posição inicial; (d) retirada da ferramenta [27].

### 3.1.1 Microestrutura da junta soldada

Em processos de união no estado sólido, a ferramenta desempenha dois papéis importantes: aquecer o material através da fricção e promover o fluxo de material para produzir a solda. Essa ação da ferramenta leva a formação de diferentes regiões na solda, de acordo com a deformação e calor que o material está submetido [19]. As soldas a ponto por fricção geralmente apresentam uma microestrutura característica composta, além do material de base (MB), por três diferentes zonas: a zona de mistura (ZM), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA) [13,15,26,27,35,36]. A Figura 3.4a ilustra uma macrografia da seção transversal de uma solda FSpW de alumínio AA2198 com a separação das três regiões típicas, de acordo com a microestrutura [36].

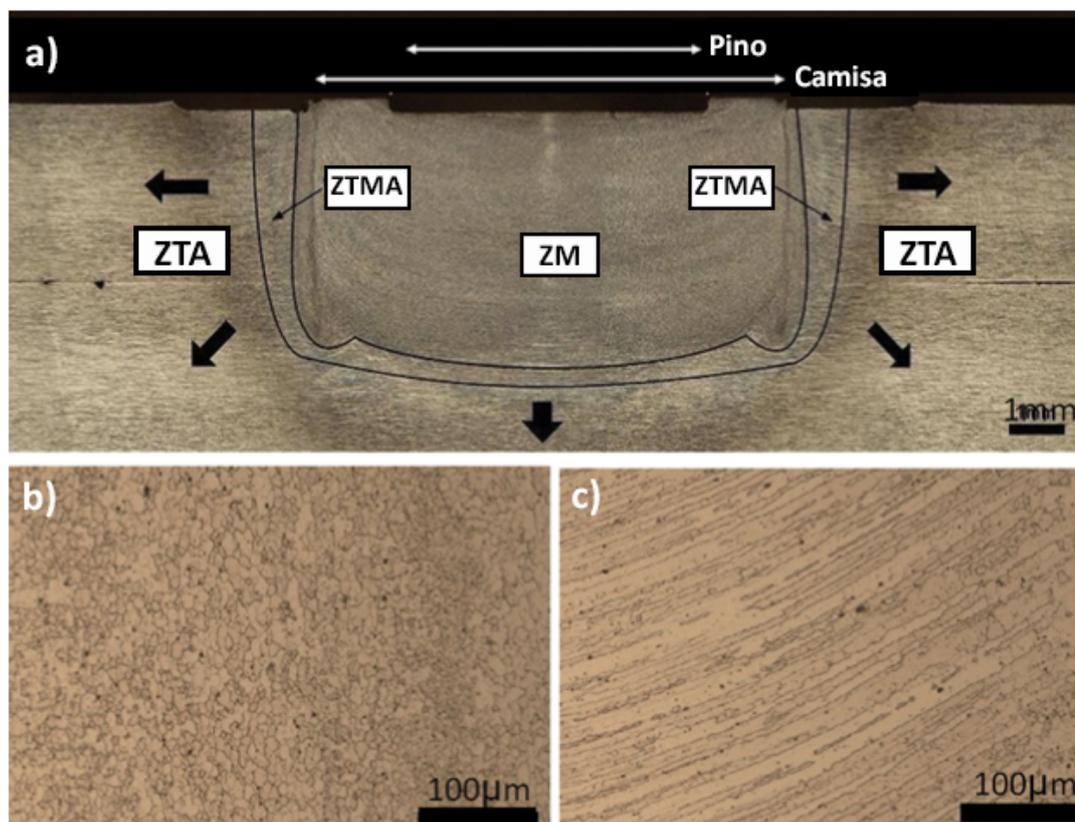


Figura 3.4 - (a) Seção transversal de uma solda de alumínio mostrando as principais regiões da solda ZM, ZTMA e ZTA; Microestrutura típica (b) ZM e (c) ZTMA [36 adaptado].

A zona de mistura (ZM) é formada na porção do material que está sujeita a intensa deformação plástica durante todo o processo de soldagem, além de elevadas temperaturas geradas pela fricção da ferramenta. Nessa região o material está sob condições que satisfazem a força motriz necessária para ocorrer o processo de recristalização dinâmica. Devido a esse fenômeno, a microestrutura resultante dessa região é composta por grãos finos e equiaxiais, como mostrado na Figura 3.4b. Além disso, nesse caso, não se observa a formação de defeitos, como trincas ou porosidades.

A zona termomecanicamente afetada (ZTMA) é a de transição entre a ZM e ZTA. Essa região do material está, também, sujeita tanto a deformação plástica quanto a temperaturas altas, porém em níveis menores que a ZM. Dependendo dos parâmetros de soldagem impostos, pode-se observar a ocorrência de

recristalização dinâmica parcial nessa região [13,37]. A microestrutura formada é caracterizada por grãos deformados e rotacionados para cima, seguindo movimento da ferramenta, como na Figura 3.4c.

A zona termicamente afetada (ZTA) corresponde à porção do material sujeita apenas a efeitos do calor durante o processo. Dessa maneira, um pequeno crescimento de grão pode ser observado em comparação com o material de base (MB), podendo levar a suaves quedas na dureza [37]. Por fim, o material de base é aquela região do material distante do centro da solda e que não sofre nenhum efeito com o processo. A microestrutura permanece inalterada, sendo característica apenas de processos prévios à soldagem.

### **3.1.2 Propriedades mecânicas das juntas soldadas**

Diversos trabalhos de soldagem a ponto por fricção de materiais similares relataram a presença de um elemento na região da solda chamado cunha (em inglês *hook*) [13,24–27,35,38]. Rosendo [37] observou a cunha em todas as condições de soldagem da liga AA6181-T4 e, por isso, caracterizou esse defeito como sendo inerente ao processo FSpW para juntas similares. Badarinarayan et al. [38] definiram cunha como sendo uma característica geométrica formada devido à curvatura para cima da interface entre chapas metálicas, durante a penetração da camisa na chapa inferior, formando um perfil curvado. Já Santana et al. [25] definiram a cunha como sendo uma região de união parcial e sendo a transição da região de interface das chapas sobrepostas e não soldadas, com a região de união completa. Amancio et al. [13] encontraram a cunha na região ZTMA. A cunha está ilustrada na Figura 3.5. O elemento cunha não foi observado em soldas dissimilares [28,30,31].



Figura 3.5 - Região do elemento cunha numa solda FSpW de alumínio [67].

Barros [39] observou, em soldas da liga AA2198, grande influência da geometria da cunha nas propriedades mecânicas das juntas soldadas. Uma maior altura da cunha está diretamente relacionada com diminuição da resistência mecânica da solda, já que a área resistiva efetiva acima da ponta da cunha se torna menor.

Campanelli et al. [27], através da análise de elementos finitos, mostraram a distribuição de tensão em corpos de prova na qual a altura da cunha fosse zero (Figura 3.6a) e quando a altura da cunha tem tamanho significativo (Figura 3.6b). Embora a distribuição de tensão seja parecida, é evidenciado que as zonas de tração e compressão acima da interface entre as chapas, concentram-se principalmente na extremidade da cunha, além de se intensificarem de modo significativo com o aumento do tamanho da cunha. Em concordância com o que era esperado, Campanelli et al. [27], Rosendo et al. [15] e Zhao et al. [40] relataram, para soldas em AZ31, AA6181 e 7B04-T74 que a região da ponta da cunha é a preferencial para nucleação de trincas em ensaios de cisalhamento.

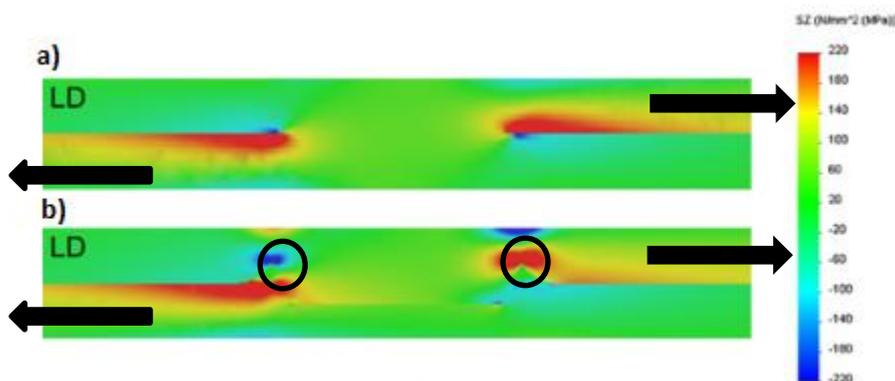


Figura 3.6 - Distribuição de tensões normais em corpos de prova com (a) ausência de cunha e (b) cunha com altura significativa [27 adaptado]. As cunhas estão circuladas em preto na figura.

Por fim, Santana et al. [25] notaram que os parâmetros do processo afetam a geometria da cunha em soldas do sistema Al-Mg-Si, sendo que quanto maior a profundidade de penetração da ferramenta, maior a altura da cunha. Entretanto, eles também pontuaram que quando a cunha é pequena, o tamanho da região soldada também influencia na resistência ao cisalhamento da junta.

Tier et al. [24] estudaram o processo FSpW aplicado em soldas similares da liga AA5042-O e observaram a grande influência do tamanho da largura da região soldada nas propriedades mecânicas. Maiores valores de resistência ao cisalhamento estavam associados a maiores larguras de solda.

Dessa maneira, aliados à presença da cunha outros fatores como tamanho do botão de solda, presença de defeitos metalúrgicos como falta de preenchimento, e até mesmo a dimensão, distribuição e morfologia das zonas de soldagem podem afetar as propriedades das soldas. A presença desses fatores, bem como a interação entre os mesmos e o modo de influência nas propriedades dependerão dos parâmetros do processo e das características do material a ser soldado [24,33,37,41].

O comportamento em fadiga de soldas a ponto por fricção não é muito relatado na literatura. Effertz et al. [42] estudaram o comportamento em fadiga em juntas similares de alumínio AA7050-T76, enquanto Plaine et al. [43] avaliaram o comportamento de soldas dissimilares de alumínio/titânio

AA5754/Ti6Al4V. Ambos os trabalhos obtiveram uma elevada vida em fadiga (maior que  $10^6$  ciclos) somente para níveis de tensão muito baixos. Effertz et al. obtiveram um limite de fadiga de 10% da resistência em ensaios estáticos e Plaine et al. obtiveram um limite de fadiga de 15% da resistência em ensaios estáticos. Plaine et al. [43] atribuíram a melhor performance de suas juntas dissimilares devido a redução da formação de compostos intermetálicos na interface das chapas e, também, à ausência do elemento cunha na periferia da solda.

O comportamento em fadiga de juntas a ponto sobrepostas obtidas por outros processos, como solda a ponto por resistência (RSW) e rebitagem auto-perfurante, são relatados na literatura [44–47]. Assim como as juntas obtidas por FSpW [42,43], uma elevada vida em fadiga está associada a baixos níveis de carregamento. Behravesht et al. [44] estudaram soldas RSW em liga de magnésio e obtiveram limite de fadiga de 0,34kN. Os autores mostraram que esses valores são ligeiramente inferiores que os obtidos em ligas Al-Mg-Si e AA5182, porém muito menores que em aços. Os valores de resistência em ensaios estáticos não foram informados para comparação. Uematsu et al. [45] estudaram o comportamento em fadiga de soldas FSSW e RSW em liga do sistema Al-Mg-Si e observaram que, quando normalizado pela área da região soldada, as juntas por FSSW apresentam maior resistência à fadiga que juntas RSW. Por fim, Kang et al. [46] avaliaram o comportamento em fadiga de juntas AA5052 obtidas por rebitagem auto-perfurante e observaram que limite de fadiga foi de 1,15kN, que corresponde a 34% da resistência em ensaios estáticos. Fu et al. [47] obtiveram resultados similares para AA6111.

### **3.2 Ligas de alumínio e aplicação aeroespacial**

Ligas de alumínio são os principais materiais estruturais utilizados em aeronaves desde que começaram a substituir a madeira no final da década de 1920. E, mesmo com a crescente utilização de materiais compósitos em estruturas aeroespaciais mais recentes, as ligas de alumínio de alta resistência permanecem como materiais mais atrativos e importantes para tal aplicação [1]. A combinação de baixa densidade ( $2.7\text{g/cm}^3$ ) e relativamente baixo custo, além

da capacidade de atingirem níveis de resistência mecânica elevados, ductilidade, resistência à corrosão e tenacidade à fratura, justificam a utilização de ligas de alumínio nesse setor [3,48].

O desenvolvimento de ligas de alumínio para aplicação aeroespaciais se dá através da compreensão e controle da composição química, impurezas e os efeitos de processamento e tratamentos térmicos. Ligas do sistema Al-Cu (série 2XXX), Al-Zn (série 7XXX) e Al-Li, que combinam as propriedades descritas acima, têm demonstrado serem os materiais mais atrativos para essa aplicação [1]. Entretanto, estudos mostraram que ligas do sistema Al-Mg-Sc têm se mostrado promissoras para utilização em fuselagem de aeronaves [2,5,8,9].

### **3.2.1 Ligas do sistema Alumínio-Magnésio-Escândio**

As ligas de alumínio da série 5xxx, que contém o magnésio como principal elemento de liga, constituem um grupo de ligas não tratáveis termicamente, e que comumente são utilizadas como material estrutural devido à boa soldabilidade, resistência a corrosão e alta ductilidade. A resistência mecânica dessas ligas deriva do endurecimento por solução sólida do magnésio na matriz de alumínio. Entretanto, mesmo com elevados teores de Mg (5-6%) elas apresentam resistência mecânica média (aproximadamente 200 a 300MPa), que inviabiliza sua utilização em diversos setores [49]. Dessa maneira, se torna interessante melhorar a resistência mecânica dessas ligas através da adição de outros elementos de liga, como o escândio em pequenas quantidades.

A melhoria das propriedades mecânicas advindas da adição de escândio nas ligas de alumínio é devido à formação do precipitado  $Al_3Sc$ , termodinamicamente estável. Como pode ser observado na parte do diagrama Al-Sc ilustrado na Figura 3.7a, solubilidade do escândio em alumínio sólido é bem limitada, sendo que o máximo de solubilidade sólida é 0,38% em peso, que ocorre na temperatura eutética, aproximadamente 660°C. Essa temperatura é muito próxima da temperatura de fusão do alumínio puro e o campo de coexistência da solução sólida e líquido não pode ser visto no diagrama. A composição eutética é 0,47% em peso de Sc [50]. Na literatura são encontrados estudos tanto utilizando composições hipoeutéticas [49–52] quanto

hipereutéticas [53,54]. Na temperatura ambiente, a fase  $\text{Al}_3\text{Sc}$  está em equilíbrio com a solução sólida de Al.

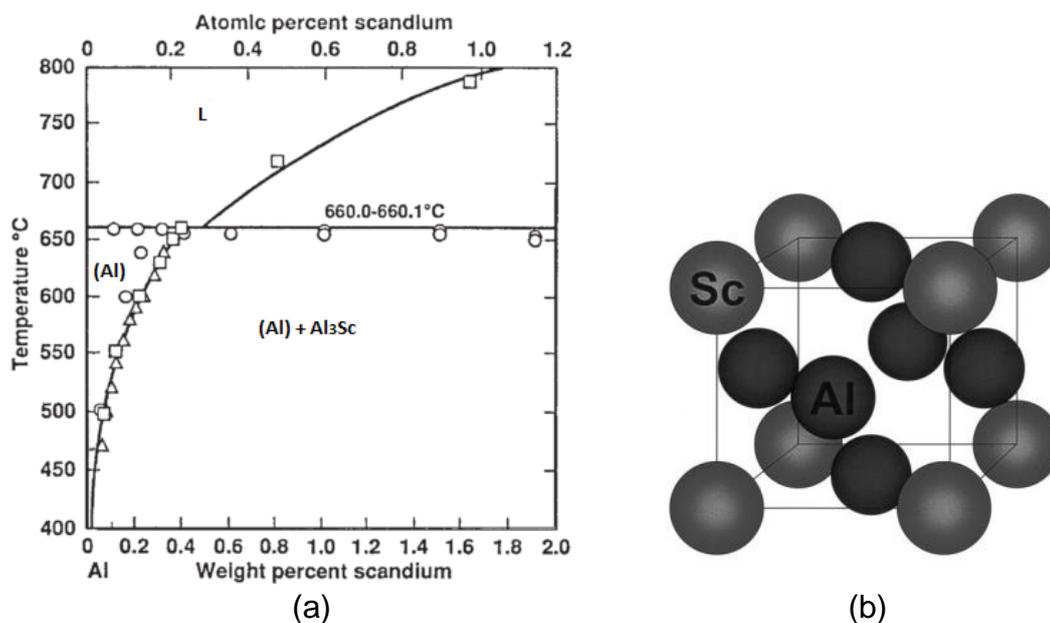


Figura 3.7 - (a) Região rica em Al do diagrama binário Sc [50]; (b) Estrutura cristalina fase L12  $\text{Al}_3\text{Sc}$  [55].

Estudos mostraram que, em ligas do sistema ternário  $\text{AlMgSc}$ , a formação da fase  $\text{Al}_3\text{Sc}$  é inalterada com a presença do magnésio. Além disso, as fases  $\text{Al}_3\text{Sc}$  e  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  foram observadas em equilíbrio com a solução sólida de alumínio e não foi encontrada nenhuma fase ternária para pequenas adições de escândio [56].

A fase  $\text{Al}_3\text{Sc}$  tem cerca de 35,7% de Sc e possui uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) ordenada do tipo  $\text{L}_{12}$ , como mostrado na Figura 3.7b. Os precipitados nanométricos formados (menores que 20 nm) são totalmente coerentes com a matriz [50,55,57,58]. O parâmetro de rede do precipitado  $\text{Al}_3\text{Sc}$  é igual a 0,410 nm, que é muito próximo ao parâmetro de rede da matriz de alumínio, 0,405 nm [56]. Segundo Kendig [53] essa semelhança entre os parâmetros de rede contribui para a redução da força motriz para o aumento do tamanho das partículas de  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , de modo que os precipitados sejam estáveis em temperaturas elevadas, aproximadamente 400°C [57]. Nas ligas comerciais da série 2xxx e 6xxx, que contêm Cu, Mg e Si como elementos de liga, os

precipitados costumam crescer rapidamente acima de 250°C, o que mostra que os Al<sub>3</sub>Sc são muito mais estáveis. Assim, as ligas de alumínio que contêm escândio, podem ser utilizadas a temperaturas significativamente maiores do que as ligas convencionais de alumínio endurecidas por precipitação [58].

Devido a essas características, os precipitados Al<sub>3</sub>Sc são responsáveis por um ancoramento efetivo de discordâncias e contornos de grãos, e, por sua estabilidade térmica, sendo capaz de aumentar a resistência a recristalização da liga e levar à formação de uma estrutura de grãos muito finos [4,50,59,60]. A influência da adição do escândio na temperatura de recristalização ( $t_r$ ) de uma liga do sistema AlMgSc contendo 6,7%Mg é mostrado na Figura 3.8. O aumento de teor de escândio na liga leva a um aumento tanto na temperatura de início da recristalização ( $t_r^s$ ), quanto na temperatura de término ( $t_r^f$ ) [61].

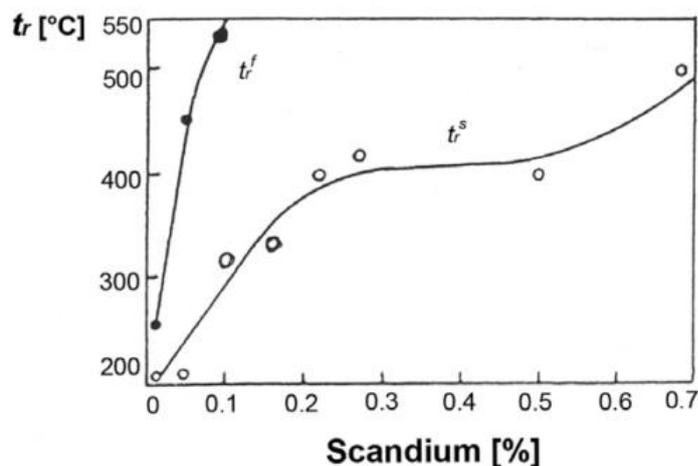


Figura 3.8 - Efeito da adição de Sc na temperatura de recristalização de liga do sistema AlMgSc [61].

No sistema AlMgSc, segundo Kendig [53], há três contribuições para aumento da resistência mecânica da liga, comparado ao alumínio puro. A primeira contribuição é o endurecimento por solução sólida. Como já mencionado anteriormente, o magnésio possui uma solubilidade máxima de 17% no alumínio, de modo a contribuir significativamente com o aumento da resistência devido a formação de solução sólida. Já a solução sólida de escândio não oferece aumento significativo na resistência, uma vez que a sua solubilidade

no Al é baixa. O segundo mecanismo é devido à diminuição do tamanho de grão. A presença dos precipitados de  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , que ancoram efetivamente o contorno de grão e inibem a recristalização, leva a um refinamento da estrutura. Por fim, o ultimo mecanismo de endurecimento está relacionado ao próprio endurecimento por precipitação de  $\text{Al}_3\text{Sc}$ . Como as partículas são coerentes, muito finas e dispersas na matriz, as discordâncias precisam cortá-las para continuarem a se mover, levando a um aumento na resistência mecânica. Através de modelos, Kendig previu a contribuição desses três mecanismos para liga  $\text{Al6\%Mg2\%Sc}$  em peso, e após obter boas relações com valores experimentais, concluiu que a contribuição do refinamento da estrutura é o mecanismo mais efetivo no aumento da resistência mecânica.

Dos Santos et al. [62] observaram que partículas de  $\text{Al}_3\text{Sc}$  atuam como ancoradores de discordâncias, como é mostrado na Figura 3.9, o que leva a um desempenho efetivo dos precipitados de  $\text{Al}_3\text{Sc}$  para inibir a recristalização, além de atuar como mecanismo de endurecimento.

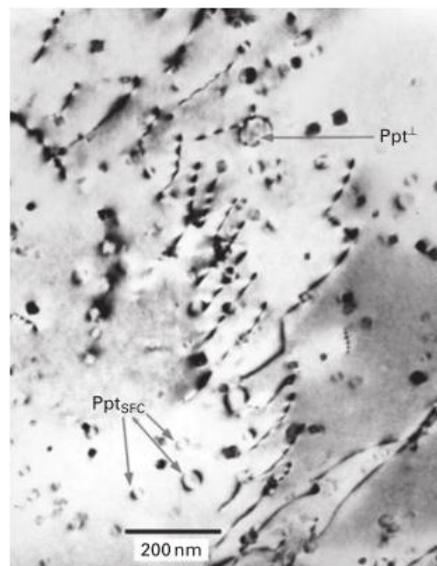


Figura 3.9 - Micrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão (MET) mostrando a interação dos precipitados  $\text{Al}_3\text{Sc}$  com discordâncias [62].

O aumento na resistência mecânica, em diversos sistemas de alumínio, devido à presença do escândio, está ilustrado na Figura 3.10.

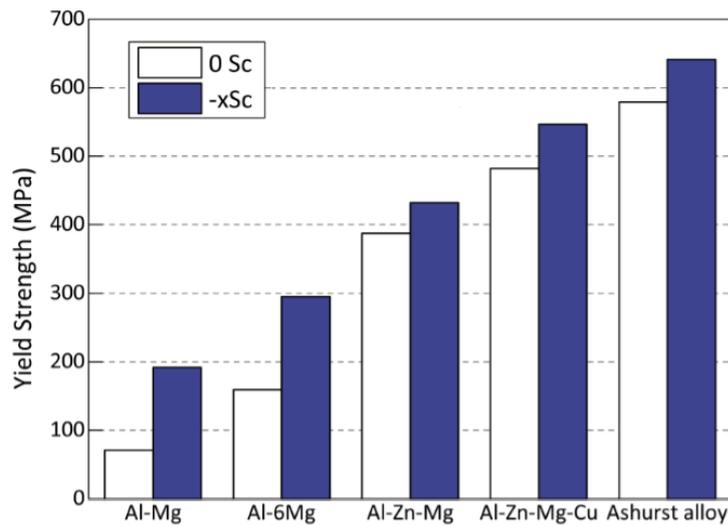


Figura 3.10 - Efeitos da adição de escândio no limite de escoamento de várias ligas [63].

Ligas do sistema AlMgSc reúnem baixa densidade, boa resistência à fadiga e tolerância ao dano, além de boa resistência mecânica e resistência à corrosão, que são propriedades satisfatórias para sua potencial aplicação em fuselagem de aviões [2]. A Figura 3.11 e Tabela 3.1 reúnem propriedades comparativas de ligas do sistema AlMgSc com as dos sistemas Al-Cu e Al-Li [64].

A liga AA2024, tratável termicamente e que possui o Cu como principal elemento de liga, é um material tradicionalmente utilizado em aplicações aeroespaciais. Como é mostrado na Figura 3.11, comparando com esse material, a liga AlMgSc AA5024, que contém 0,2% de Sc em peso, oferece uma redução significativa de densidade, da ordem de 4 a 5%, o que é muito importante em projetos de aeronaves. Se, por exemplo, o peso total do painel da fuselagem para uma aeronave é de cerca de 3 toneladas, apenas considerando 4% de redução de densidade, significa uma economia de 120 kg de peso, o que pode fazer grande diferença no desenvolvimento desse projeto [64].

### TYPICAL PERFORMANCE OF AA5028 VS. AA2024

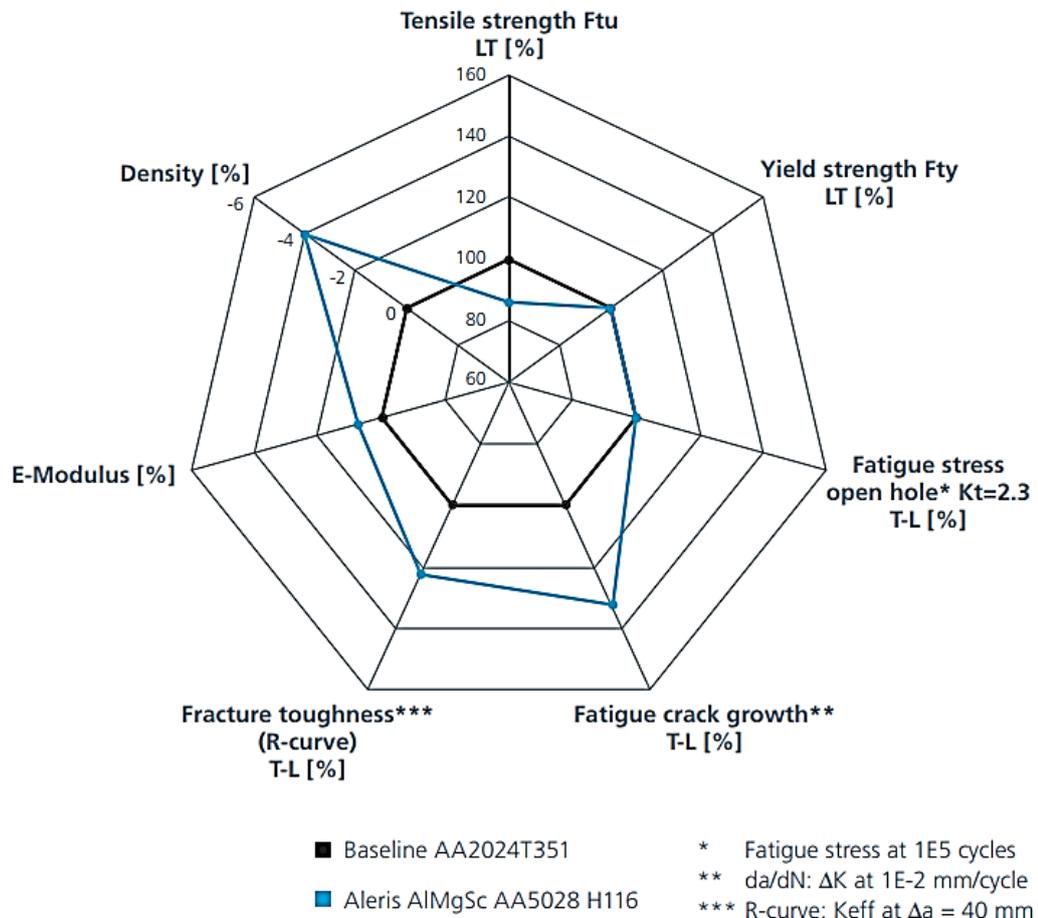


Figura 3.11 - Comparação de propriedades da liga Al-Cu AA2024 e AlMgSc AA5028 [6].

Além disso, a liga AlMgSc apresenta propriedades de fadiga e tenacidade a fratura, que também são fatores críticos em aplicações aeroespaciais, muito superiores à AA2024. Embora se tenha uma perda em limite de resistência na liga AA5024, os limites de escoamento das duas ligas são muito próximos.

Tabela 3.1 - Comparação de propriedades Al-Cu, Al-Li e AlMgSc [2,64].

Comparação com liga Al-Cu (AA2524T351)		
	Al-Li (AA2198T8)	AlMgSc (Ko8242)
Densidade	-3%	-4,7%
Módulo Young	+12%	+4%
Limite de escoamento	+37%	-4%

Por fim, a Tabela 3.1 compara algumas propriedades da liga AlMgSc Ko8242 com a liga AA2198 de alumínio-lítio e Al-Cu AA2524, que tem se mostrado promissoras para a utilização em fuselagens de aviões. Embora apresentem valores de resistência mecânica mais baixos, as ligas de AlMgSc proporcionam uma economia de peso significativa em estruturas, devido à sua menor densidade, também comparada à AA2198. Além disso, as ligas com adição de Sc apresentam um custo relativamente menor que Al-Li, viabilizando sua utilização [2].

### 3.3 Soldagem de ligas AlMgSc

Devido ao enorme potencial de aplicações de ligas do sistema AlMgSc em indústrias de transporte, alguns métodos de união desse material têm sido relatados na literatura. Além disso, a presença dos precipitados  $Al_3Sc$ , que são termicamente estáveis, favorece a utilização de processos de união no estado sólido nesse tipo de material [62,65,66] .

Dos Santos et al. [62] estudaram o comportamento dos precipitados ricos em escândio em soldas de uma liga de AlMgSc obtidas por FSW, através de microscopia eletrônica de transmissão (MET). Os autores observaram a presença de  $Al_3Sc$  tanto no material base (MB), como em todas as regiões da solda (ZTA, ZTMA, ZM). Isso demonstra uma alta estabilidade dessas partículas, que mesmo sob um ciclo térmico elevado, permaneceram presentes e dispersas na matriz de alumínio, sem aparentes graves efeitos de dissolução e coalescimento.

A Figura 3.12 mostra os precipitados de  $Al_3Sc$  esféricos na matriz de grãos alongados e subgrãos no MB (Figura 3.12a), na estrutura de grãos recuperados da ZTMA (Figura 3.12b) e nos grãos recristalizados da ZM (Figura 3.12c), mostrando nenhuma variação significativa no tamanho, morfologia e distribuição. Os autores atribuíram a não dissolução dos precipitados ao curto tempo e às temperaturas de soldagem características de processos no estado sólido (nesse caso, temperaturas maiores que  $327^{\circ}C$  e  $372^{\circ}C$  foram atingidas nas ZTMA e ZM, respectivamente) [62].

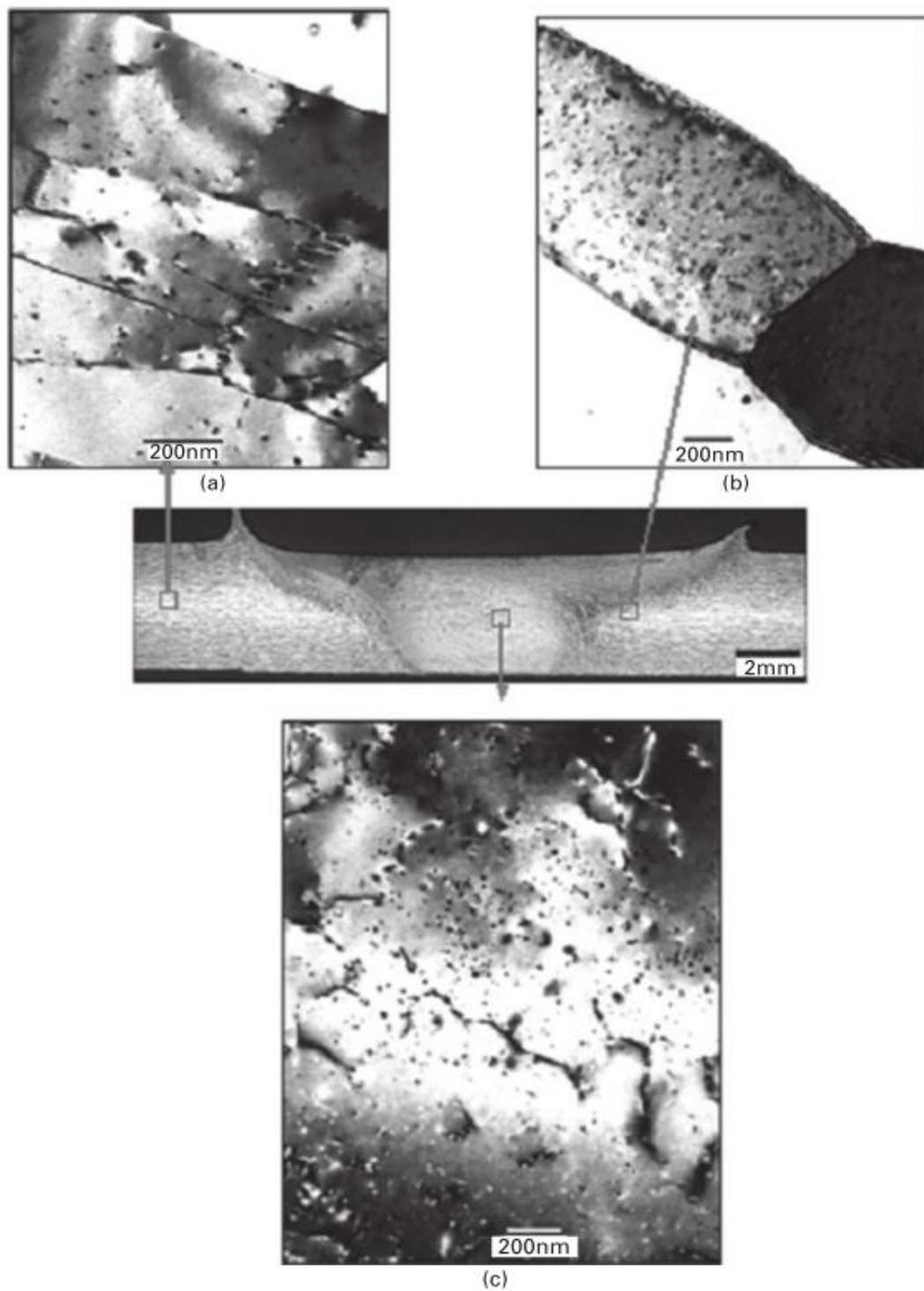


Figura 3.12 - Micrografias de campo claro obtidas por MET, representando os precipitados  $\text{Al}_3\text{Sc}$  em diferentes zonas da solda por FSW e MB indicadas na macrografia de uma junta de  $\text{AlMgSc}$  (a) MB, (b) ZTMA, (c) ZM [62].

Malopheyev et al. [65] analisaram a aplicação do processo FSW para liga AlMgScZr em condições como fabricada e trabalhada a frio, sendo laminação a frio a diferença entre os dois materiais. O processo FSW levou a um drástico refino de grão na região soldada em ambas as condições do material. Além disso, através de uma análise quantitativa observou que a fração volumétrica de precipitados se manteve inalterada, enquanto seu tamanho aumentou de 9 nm para 15 nm. Entretanto, esse aumento não foi significativo para perda de coerência nem variação de dureza nas soldas. Os valores de microdureza não variaram significativamente para a condição sem laminação, enquanto para a condição trabalhada a frio, a dureza apresentou uma queda na região da junta. A elevada eficiência da junta soldada na primeira condição foi relacionada à manutenção dos precipitados  $Al_3Sc$  nanométricos e coerentes, bem como ao refinamento extensivo dos grãos. Já o amolecimento, na condição previamente laminada a frio, foi atribuído à eliminação de certo efeito de encruamento devido à recristalização ocorrida durante o FSW no botão de solda.

Zhao et al. [66] e Zhen-bo et al. [67] compararam a microestrutura e propriedades mecânicas entre dois processos de soldagem de uma liga AlMgSc: o processo convencional TIG (*Tungsten Inert Gas*) e o processo no estado sólido FSW. O perfil de dureza das duas juntas soldadas obtidos por Zhao et al. está ilustrado na Figura 3.13, a qual mostra que o grau de amolecimento da junta com o processo FSW é muito menor quando comparado ao TIG. A resistência mecânica também foi avaliada e as juntas de FSW apresentaram resistência 19% superior à TIG, sendo esse valor 94% da resistência do metal base [66].

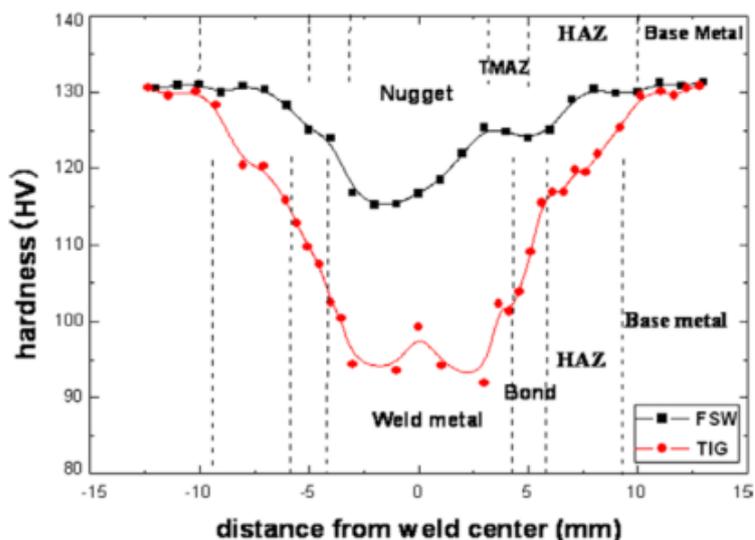


Figura 3.13 - Comparação entre perfis de microdureza para solda de liga AlMgSc por TIG e FSW [66].

Zhen-bo et al. [67] explicam essa diferença de desempenho das soldas com base na diferença de temperatura envolvida em cada processamento. Como TIG envolve a fusão do material, o endurecimento prévio do material base devido ao encruamento desaparece completamente, além de os precipitados  $Al_3Sc$  também se dissolverem totalmente. Já na solda FSW, como menores temperaturas estão envolvidas no processo, as partículas  $Al_3Sc$  continuam presentes e bem distribuídas no botão de solda e ZTMA. Zhao et al. também indicam que certo grau de encruamento é preservado na solda, na ZTMA e ZTA, contribuindo para melhores propriedades mecânicas [66].

No entanto, não existem dados na literatura sobre a soldagem a ponto dessas ligas. Esse trabalho se propõe a preencher parte dessa lacuna e avaliar as propriedades mecânicas, tanto estáticas quanto dinâmicas, após um estudo de otimização dos parâmetros de soldagem.



## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Material utilizado

O material utilizado nesse trabalho é uma liga de Alumínio-Magnésio-Escândio, chamada KO8542, que foi fornecida pela Airbus na forma de chapas finas de espessura 1,6mm. A média de valores experimentais de propriedades mecânicas, como limite de escoamento ( $\sigma_e$ ), limite de resistência ( $\sigma_r$ ) e alongamento na fratura (A), bem como a microdureza vickers, estão apresentadas na Tabela 4.1. Todas essas propriedades mecânicas foram medidas à temperatura ambiente.

Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas da liga KO8542.

Liga	Propriedades			Microdureza [HV]
<b>AlMgSc</b>	$\sigma_e$ [MPa]	$\sigma_r$ [MPa]	A [%]	113 ± 2
<b>(Ko8542)</b>	330 ± 1	411 ± 2	7.13 ± 0.75	

### 4.2 Processo de soldagem

As juntas soldadas estudadas nesse trabalho foram preparadas no instituto de pesquisa alemão Helmholtz-Zentrum Geesthacht (HZG), utilizando uma máquina comercial RPS 100 (Harms & Wende) com a variante camisa do processo de FSpW. A ferramenta, feita de aço ferramenta, utilizada na produção das soldas é composta por três partes independentes chamadas de anel de fixação, camisa e pino, com diâmetros externos de 14,5 mm, 9 mm e 6 mm, respectivamente. Tanto a camisa quanto o pino apresentam superfície externa roscada para intensificar o fluxo de material durante o processo. A máquina de soldagem e a ferramenta utilizada estão ilustradas na Figura 4.1.

A máquina apresenta um sistema integrado que permite controle de diversas variáveis do processo, como velocidade de rotação, profundidade e taxa de penetração, tempo de soldagem, força axial, além de monitoramento da posição do pino e camisa durante todo processo. A rotação máxima da máquina é de 3300 rpm e força axial pode atingir níveis de até 15 kN. Além disso, foi

utilizado um suporte de fixação para correto posicionamento das chapas sobrepostas durante o processo.

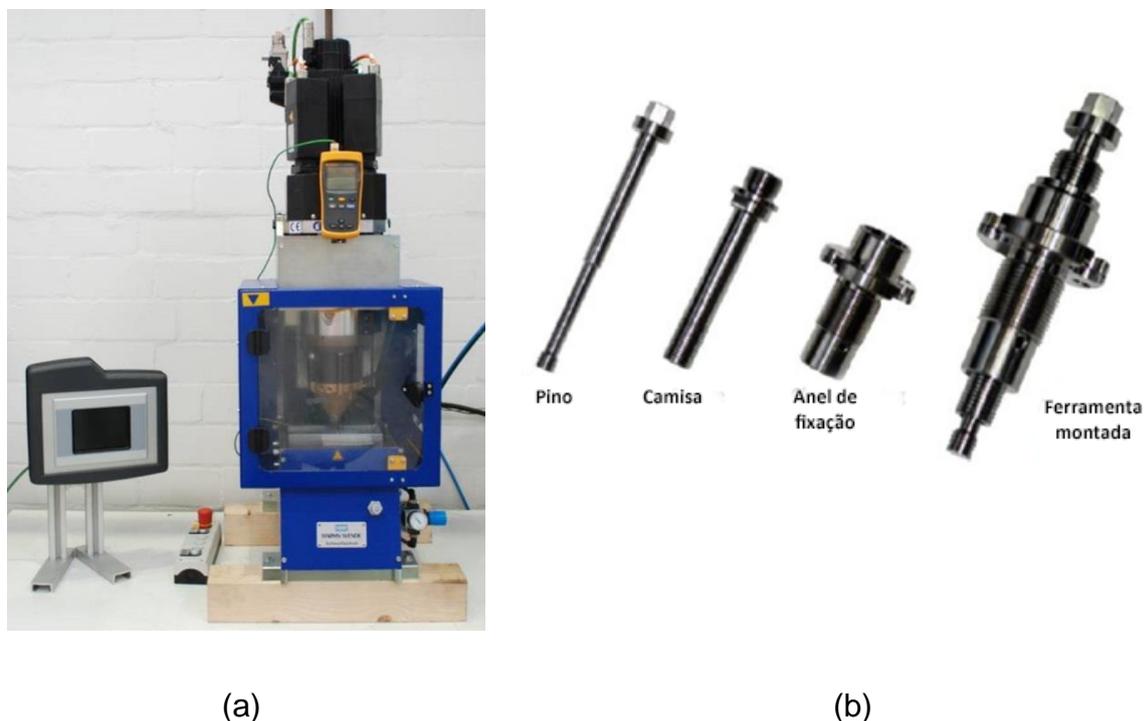


Figura 4.1 - (a) Máquina RPS 100 e (b) a ferramenta de soldagem FSpW.

Antes de instalar a ferramenta na máquina de solda, todos os componentes eram limpos através da imersão em solução de água e hidróxido de sódio, por 24 horas, a fim de eliminar os resquícios de materiais soldados anteriormente que poderiam ficar aderidos na superfície da ferramenta. Essa limpeza era realizada após uma produção máxima de 30 soldas. Ademais, para garantir o resfriamento da ferramenta, um intervalo de aproximadamente 5 minutos foi estabelecido entre a produção de cada solda.

Por fim, logo antes do processo de soldagem, as chapas de alumínio eram limpas com acetona visando a eliminação de resíduos que pudessem estar presentes na superfície (graxa, óleo de corte, etc) e alterar o processo. Além disso, a posição da ferramenta era cuidadosamente estabelecida visando obter o mínimo de diferença entre o pino e a camisa na posição inicial e final, a fim de se obter soldas mais reprodutíveis e uniformes.

#### 4.2.1 Definição da janela de processamento

A primeira etapa desse trabalho consistiu em realizar uma série de soldas por FSpW visando a determinação da janela de processamento adequada, ou seja, identificar os parâmetros do processo e seus níveis que seriam estudados. Isso se deu com uma ampla variação dos parâmetros e posterior análise visual da qualidade da solda, buscando-se a presença de defeitos, como porosidades devido falta de preenchimento e mistura, trincas, etc. Quando uma solda for obtida sem esses defeitos, os parâmetros são considerados adequados e, portanto, utilizados para a produção e análise das soldas.

Baseados em estudos anteriores no HZG [39,68,69], foram definidos que os parâmetros que seriam variados nesse estudo são: velocidade de rotação (VR, dada em rpm), profundidade de penetração da camisa (PP, em mm) e tempo de penetração (TP, em s). O ponto de partida para a definição de parâmetros de processos foi a obtenção de juntas com um tempo curto de soldagem e sem a presença do elemento cunha, ou pelo menos a minimização dele (menores profundidades de penetração da camisa).

Durante o processo de soldagem, em todas as condições de velocidade de rotação, tempo de soldagem e profundidade de penetração, a força axial foi mantida constante e igual a 9,25kN. Além disso, o parâmetro tempo de mistura não foi avaliado durante esse estudo e é mantido igual a zero, reduzindo tempo total de soldagem. Isso foi decidido baseado em um estudo prévio de liga similar de alumínio [68] que mostrou que esse parâmetro não apresentou influência nas propriedades mecânicas.

#### 4.3 Planejamento estatístico de experimentos

Uma vez definidos os parâmetros de processo, um planejamento estatístico de experimentos (DOE - *Design of Experiments*, em inglês) foi desenvolvido com o propósito de se determinar a combinação otimizada desses parâmetros, bem como compreender a influência desses parâmetros na qualidade da solda. Nesse trabalho, o método Taguchi foi escolhido para análise.

O método Taguchi é uma técnica de planejamento de experimentos muito utilizada na literatura para processos de soldagem [26,27,36] oferecendo uma

abordagem simples, de qualidade e com testes experimentais reduzidos. As análises estatísticas foram feitas com auxílio do software MiniTab.

As variáveis de controle escolhidas foram velocidade de rotação da ferramenta (VR), profundidade de penetração da camisa (PP) e tempo de penetração (TP), sendo cada uma em três níveis. As variáveis e os níveis escolhidos para estudo estão descritos na Tabela 4.2. Como foram escolhidos 3 variáveis e 3 níveis cada, uma matriz ortogonal de Taguchi L9 foi aplicada de modo a testar apenas 9 combinações de parâmetros representativas das 27 condições possíveis.

Tabela 4.2 - Parâmetros e níveis de variação para desenvolvimento do planejamento estatístico de experimentos.

Parâmetros	Valores dos níveis		
	Nível 1	Nível 2	Nível 3
Velocidade de rotação, VR (rpm)	1000	1500	2000
Profundidade de Penetração, PP (mm)	1,2	1,4	1,6
Tempo de Penetração, TP (s)	0,75	1	1,5

A resposta escolhida para análise estatística foi a carga de fratura obtida em ensaio de cisalhamento. Dessa maneira, ensaios de cisalhamento foram realizadas em triplicata para as 9 condições determinadas pelo método.

Os resultados da análise do método Taguchi foram avaliados em termos dos valores médios das respostas (Média) e Razão Sinal/Ruído (S/R). Como o objetivo era a maximização da resposta carga de cisalhamento, maiores valores de Média e Sinal/Ruído são desejados. Maiores valores de média significam maiores valores de resistência, enquanto maiores valores de sinal/ruído indicam menor variabilidade na resposta. A combinação de parâmetros composta pelos maiores valores de cada variável analisada, corresponde à condição otimizada.

#### 4.4 Ensaios de cisalhamento

O comportamento mecânico de todas as juntas soldadas foi inicialmente caracterizado por meio de ensaios de cisalhamento nas amostras, de acordo

com a especificação da *American Welding Society (AWS)* - AWS D17.2/D17.2M:2013 *Specification for Resistance Welding for Aerospace Applications* [70]. Os corpos de prova são compostos por duas chapas de dimensões 100 mm e 25,4 mm de comprimento e largura, respectivamente, sobrepostas em 25,4 mm, como ilustrado na Figura 4.2.

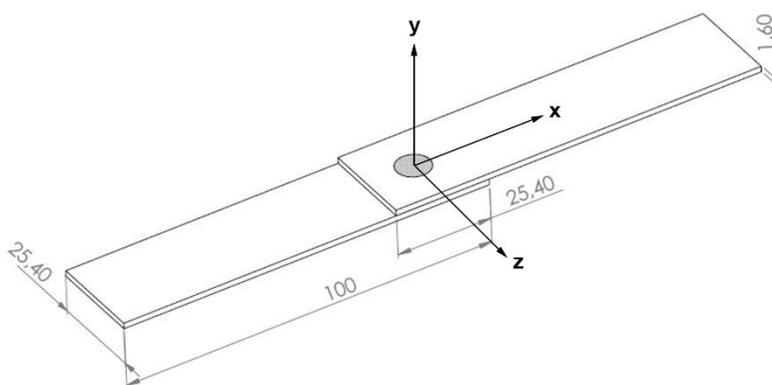


Figura 4.2 - Representação esquemática do corpo de prova de ensaios de cisalhamento, com os eixos de referência.

Os testes foram realizados em uma máquina universal de ensaios mecânicos Zwick-Roell 1478 com capacidade de carga de 100kN, a uma velocidade de deslocamento de 1 mm/min e temperatura ambiente. As amostras foram devidamente colocadas na máquina com um comprimento livre de 120 mm entre as garras da máquina. Duas chapas de mesma espessura do corpo de prova foram utilizadas no ensaio como calço de modo a não necessitar o desalinhamento das garras da máquina de tração. A Figura 4.3 indica o posicionamento do corpo de prova na máquina durante o ensaio.

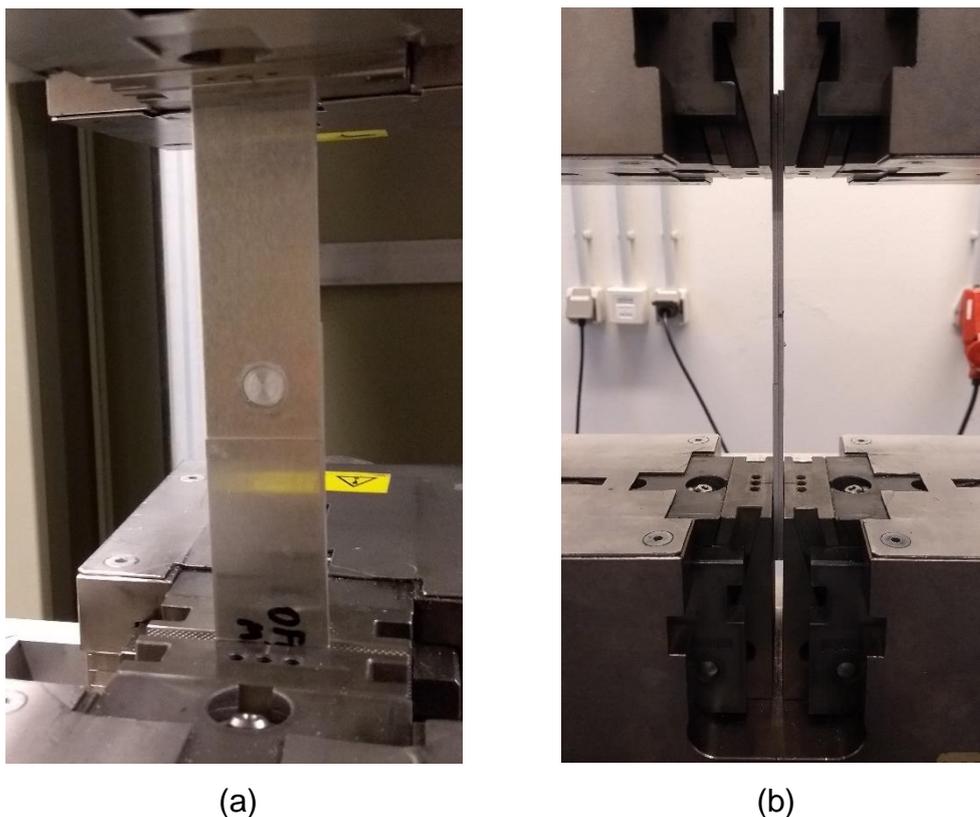


Figura 4.3 - Corpo de prova em máquina de tração durante ensaio de cisalhamento: (a) vista frontal; (b) vista lateral.

#### 4.5 Medidas de temperatura

O ciclo térmico durante a soldagem foi medido usando um sistema composto por três termopares tipo-K com 0,5 mm de diâmetro conectados num sistema de aquisição de dados *National Instruments SCXI*, integrado a um computador. Os valores de temperatura foram registrados com uma frequência de 50Hz, usando o software Labview.

Os termopares foram posicionados na interface entre as chapas de AlMgSc através de furos passantes na chapa inferior. Esses orifícios foram dispostos a 0, 3,75 e 5,9 mm de distância da linha central da solda, como mostrado na Figura 4.4. Essas posições correspondem a regiões afetadas pelo pino, camisa e anel de fixação, respectivamente, na zona de solda.

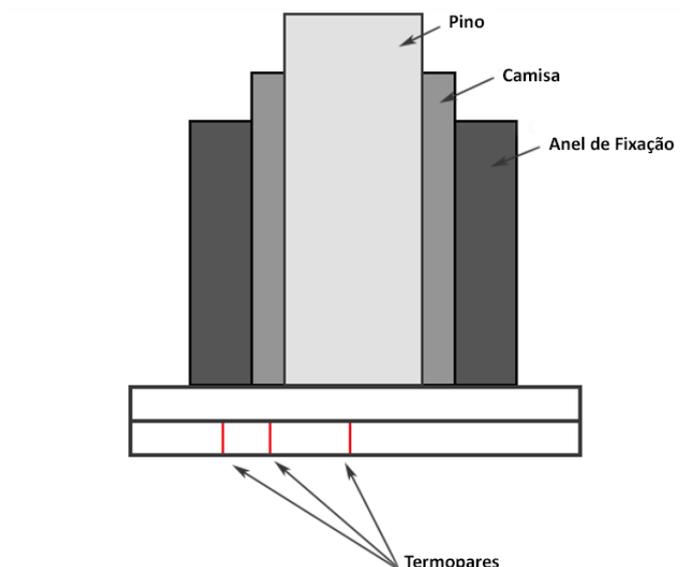


Figura 4.4 - Desenho esquemático da posição dos termopares.

## 4.6 Caracterização da solda típica

### 4.6.1 Análise macro e microestrutural

Para avaliação das zonas de solda, defeitos e elementos presentes na solda, uma análise microestrutural foi realizada na seção transversal das juntas soldadas.

As soldas foram cuidadosamente cortadas no seu centro, por meio da máquina de corte de precisão *Struers Secotom-50*. Posteriormente, as amostras foram embutidas a frio com uma resina transparente (*ClaroCit*) e submetidas aos procedimentos convencionais de preparação de amostras: lixamento (em lixas com granulometria 320) e polimento (em soluções de diamante de 9 $\mu$ m, 3 $\mu$ m e 1 $\mu$ m e, por fim, uma solução de sílica coloidal durante 30 s).

As amostras foram atacadas com uma solução composta por 5mL HF, 10mL H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 185 mL água, por 90s para analisar a macroestrutura e revelar elementos característicos da solda. Para revelar a microestrutura, utilizou-se ataque eletrolítico na solução de reagente Barker, 5mL HBF<sub>4</sub> (48%) em 200mL água.

Para uma caracterização inicial da interface soldada, da presença de defeitos e das zonas características, macrografias e micrografias foram feitas

utilizando o microscópio ótico Leica DMI4000 M, equipado com o software Leica Application Suite 4.0.

A técnica de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD, *electron backscattering diffraction*) foi utilizada para determinar a evolução do tamanho de grão e a orientação dos grãos em algumas regiões da solda. As análises foram feitas na seção transversal da junta. As amostras foram preparadas seguindo procedimentos descritos anteriormente, seguido de polimento vibratório. Os dados foram obtidos utilizando do microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta 650 FEG equipado com sistema TSL 90 OIM EBSD a 15kV. Nesse mesmo microscópio, alguns elementos característicos da solda foram analisados mediante a emissão de elétrons retroespalhados.

#### **4.6.2 Microdureza Vickers**

Para auxiliar na caracterização da solda típica, um mapa de dureza na seção transversal da amostra foi levantado através de um penetrador automático ultrassônico BAQ UT100. As médias foram realizadas na seção transversal da amostra ao longo de uma área de 17,7x3 mm centrada no meio da solda, com uma distância de 0,15 mm entre as marcas de penetração e uma carga de 200gf por 10s. Essa técnica fornece um mapa de cores no qual os tons são proporcionais aos valores de microdureza, permitindo uma visão geral da variação de microdureza na solda.

#### **4.7 Análise preliminar do fluxo de material**

Uma análise preliminar do fluxo do material foi realizada nesse trabalho buscando uma melhor compreensão da formação da solda e alguns de seus elementos característicos. Essa análise foi feita com a técnica “*stop-action*”, que consiste em interromper o processo de soldagem durante a penetração da ferramenta nas chapas, em várias posições. O movimento da ferramenta foi interrompido nas posições 0,5, 1,0, 1,5 e 2,0 mm, em relação a superfície superior da chapa, durante a penetração da camisa e nas posições 1,5, 1,0 e 0,5 mm durante a retração da camisa. A rápida interrupção do processo de soldagem se deu pressionando o botão de emergência da máquina de FSpW, quando a

ferramenta atingisse a posição desejada. Assim que o processo foi parado, a amostra foi resfriada com água, para garantir as características microestruturais daquele momento do processo. A velocidade de penetração nesses experimentos foi de 1mm/s e a velocidade de rotação da ferramenta de 1000rpm.

Primeiramente, o “*stop-action*” foi realizado utilizando duas chapas de AlMgSc sobrepostas, na mesma configuração utilizada nesse trabalho. Depois, para melhor compreensão da mistura do material, outras duas ligas do sistema Al-Mg foram utilizadas na análise (AA5083 e AA5052), em duas configurações diferentes, como mostrado na Figura 4.5. Os três materiais apresentam diferentes comportamentos em relação ao ataque químico, o que permite uma visualização do padrão de fluxo de material.

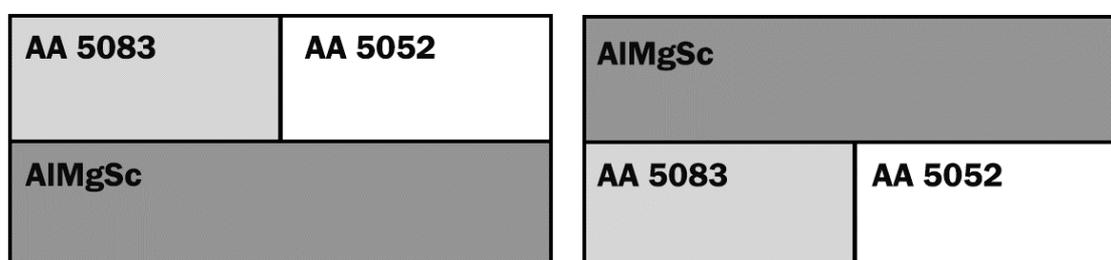


Figura 4.5 - Desenho esquemático das seções transversais em duas condições de estudo do fluxo de material.

Todas as amostras obtidas nessa etapa foram preparadas de acordo com o processo descrito na seção 4.6.1 para a caracterização macroestrutural. Essas análises foram feitas na seção transversal da solda, no meio do botão. Para uma amostra que teve o processo interrompido na posição de penetração da camisa igual a 2,0 mm, uma análise da macroestrutura foi realizada horizontalmente. As posições foram analisadas a partir da superfície superior (posição 1) até 2,5 mm abaixo dessa superfície (posição 3), como representado na Figura 4.6.

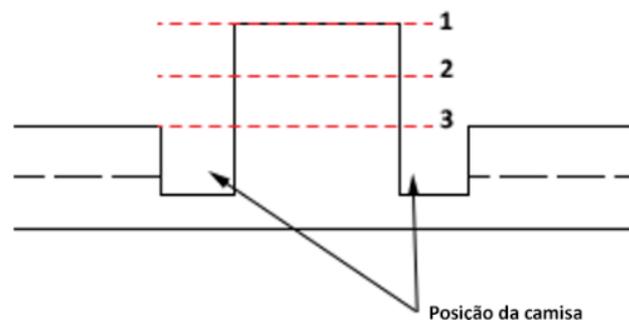


Figura 4.6 - Desenho esquemático da seção transversal da amostra com processo interrompido na posição 2,0 mm, mostrando as posições das macrografias verticais.

#### 4.8 Ensaios de fadiga

O comportamento em fadiga só foi analisado para a condição de processo otimizada, que apresentou maiores valores de cargas de cisalhamento. Os testes de fadiga foram realizados em temperatura ambiente, o equipamento utilizado foi a máquina de fadiga servo hidráulica, Schenck Instron. Os corpos de prova utilizados foram semelhantes ao representado na Figura 4.2 e foram posicionados na máquina de maneira similar ao mostrado na Figura 4.3. A razão de tensão entre a tensão mínima ( $\sigma_{\min}$ ) e máxima ( $\sigma_{\max}$ )  $R=0,1$  e a frequência de 10Hz foram mantidas constantes para cinco condições de carga: 25, 20, 15, 10 e 7,5% da carga obtida em ensaios de cisalhamento. Além disso, para cada nível de carga, três replicações são realizadas para determinação da curva de Wöhler. Para as amostras que não falharam em  $2 \times 10^6$  ciclos o ensaio foi interrompido.

##### 4.8.1 Distribuição de Weibull e levantamento da curva S-N

Os dados de fadiga foram analisados estatisticamente e curvas S-N foram levantadas utilizando-se a distribuição de Weibull para cada nível de tensão. Weibull é a distribuição que melhor descreve o comportamento em fadiga em níveis de tensões baixo, próximo ao limite de fadiga [71].

A função densidade de probabilidade de Weibull é escrita em função de dois parâmetros principais  $\alpha$  e  $\beta$ . Essa função está mostrada na Eq. (4.1):

$$p(x) = \beta \frac{x^{\beta-1}}{\alpha^\beta} \exp\left[-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta\right] \quad \alpha \geq 0, \beta \geq 0 \quad (4.1)$$

onde  $\alpha$  é chamado de parâmetro de escala, que está associado a probabilidade de falha em 63,2%, e  $\beta$  é parâmetro de forma, também conhecido como expoente de Weibull, que determina a forma da distribuição.

A partir da função densidade de probabilidade, é possível se determinar a função probabilidade acumulada  $P(x)$ , que é a probabilidade de um elemento da população assumir um valor menor ou igual a um dado  $x$ . Essa função probabilidade acumulada é dada pela Eq. (4.2)

$$P(x) = \int_{-\infty}^x p(z) dz = 1 - \exp\left[-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta\right] \quad (4.2)$$

Porém, uma vez que a população inteira nunca é testada, é difícil determinar essa equação (4.2) experimentalmente. Dessa maneira, estima-se valores que indicam a porcentagem de falha associada a cada resultado  $P(x)$ , que também é chamado de ranque médio estimado e é dado pela Eq. (4.3):

$$P(x) = \frac{N - 0,3}{n + 0,4} \quad (4.3)$$

sendo  $N$  é o número do experimento numa ordem ascendente e  $n$  é o número total de experimentos.

Assim, para determinar os parâmetros de Weibull ( $\alpha$ ,  $\beta$ ), basta aplicar a função logaritmo duas vezes na Eq. (4.1) acima, obtendo:

$$\ln \ln \left[ \frac{1}{1 - P(x)} \right] = \beta \ln x - \beta \ln \alpha \quad (4.4)$$

Traça-se gráficos  $\ln \ln \left[ \frac{1}{1 - P(x)} \right] \times \ln(x)$ , na qual o coeficiente angular é igual a  $\beta$  e o coeficiente linear igual a  $-\beta \ln(\alpha)$  [71].

Definindo-se esses parâmetros, torna-se possível calcular o tempo médio para a falha de Weibull (também chamado de MTTF, do inglês *mean time to failure*), como mostrado na Eq. (4.5):

$$\bar{N} = \alpha \Gamma\left(1 + \frac{1}{\beta}\right) \quad (4.5)$$

sendo  $\Gamma$  definido como função gama.

Além disso, é possível obter a vida em fadiga em cada nível de tensão para diferentes níveis de confiabilidade, de acordo com a Eq. (4.6):

$$N_{R_x} = \alpha(-\ln(R_x))^{-1/\beta} \quad (4.6)$$

sendo  $N_{R_x}$  a vida em fadiga das soldas para um nível de confiabilidade  $R_x\%$  [42,71,72]. Assim, é possível levantar as curvas S-N. Nesse trabalho foram levantadas curvas com nível de confiabilidade 10%, 50%, 90 e 95%.

#### **4.9 Análise das fraturas**

As análises das fraturas, tanto de ensaios de cisalhamento quanto de ensaios de fadiga, foram conduzidas da mesma forma descrita a seguir.

Para auxiliar no entendimento de nucleação e propagação da trinca, em ambos os casos, uma amostra foi retirada da máquina de ensaio antes da sua total fratura, cuidadosamente cortada e a seção longitudinal observada por microscópio ótico, após procedimentos descritos na seção 4.6.1.

Os aspectos e morfologias típicos das superfícies de fraturas foram analisados em um microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta 400, através da emissão de sinais de elétrons secundários.

#### 4.10 Fluxograma de atividades experimentais

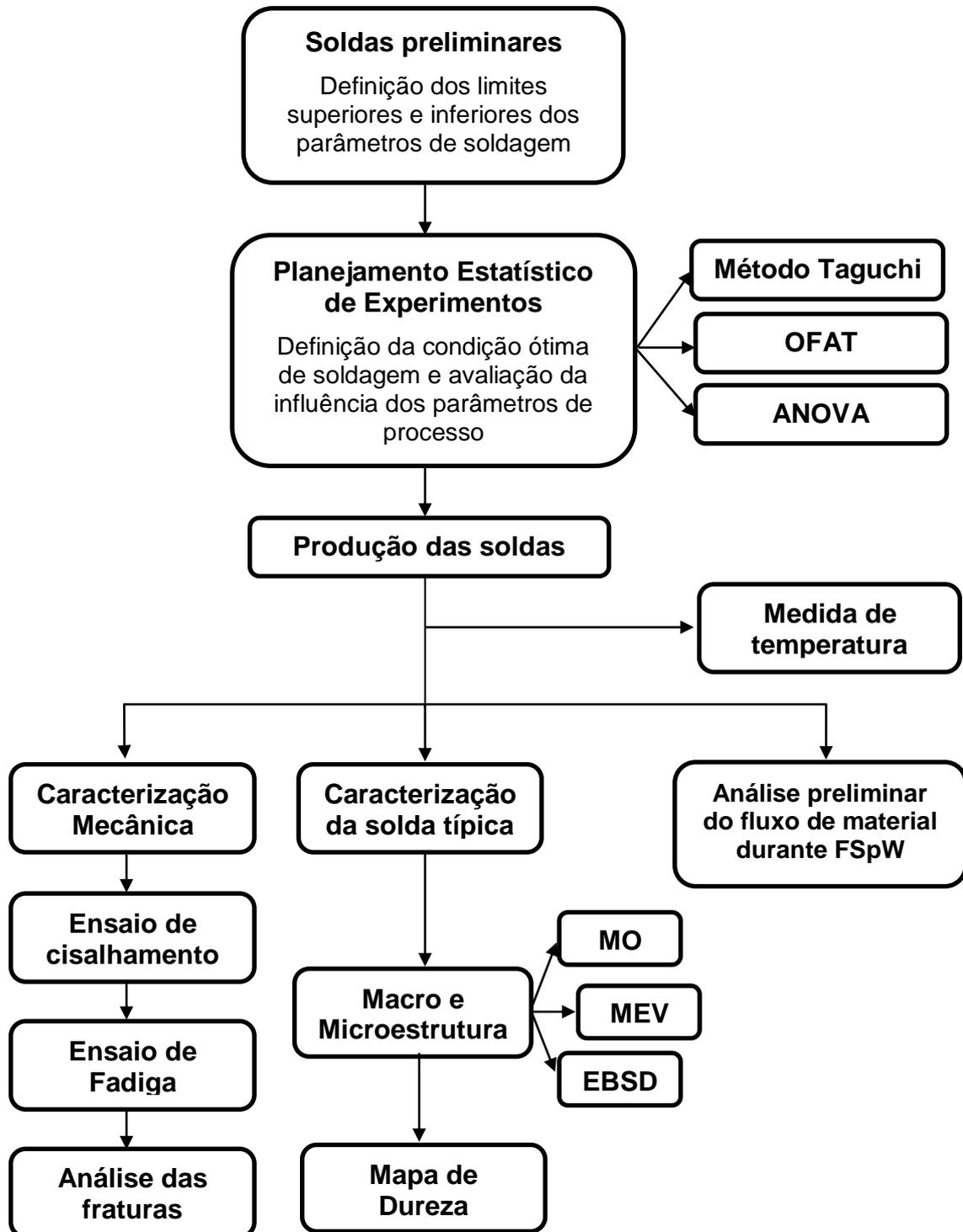


Figura 4.7 - Fluxograma das atividades experimentais do presente trabalho.



## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Soldas preliminares

Na primeira etapa desse trabalho, uma série de níveis de parâmetros de soldagem foi utilizada na produção das soldas e a janela de processabilidade foi definida baseada em análises macro/microestruturais das juntas formadas. Como já abordado anteriormente, os parâmetros de soldagem estudados foram velocidade de rotação (VR), profundidade de penetração da camisa (PP) e tempo de penetração da ferramenta (TP). O tempo de retração da ferramenta foi mantido igual ao tempo de penetração. Os níveis de cada parâmetro foram definidos a fim de se obter soldas sem a presença de defeitos.

Em todas essas condições de soldagem a força axial e o tempo de mistura foram mantidos constantes, 9,25 kN e 0 s respectivamente, como mencionado na seção 4.2. Todas as soldas produzidas apresentaram uma boa aparência externa, como mostrado na Figura 5.1.

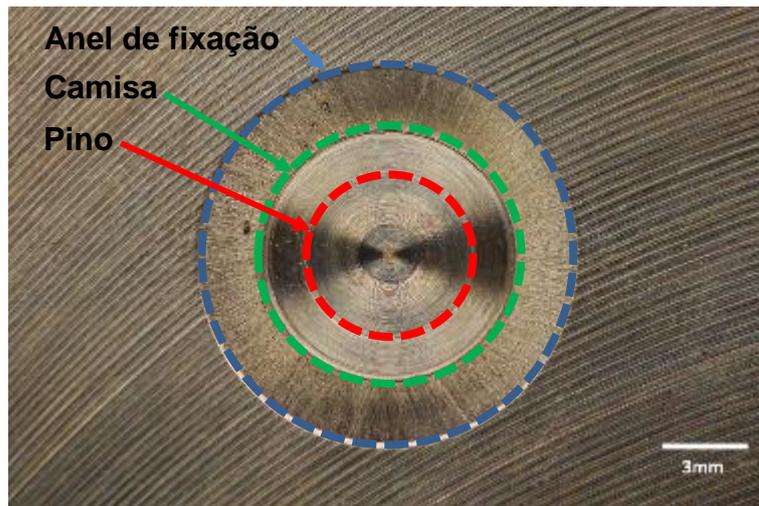


Figura 5.1 - Aparência típica das soldas produzidas nesse trabalho.

Primeiramente, como um dos objetivos iniciais do trabalho era a produção de soldas de qualidade com o menor tempo de processo, foi utilizado um tempo de penetração da ferramenta (TP) de 0,55 s. Nesse caso, o tempo total do processo de soldagem era de apenas 1,1 s, que é um tempo curto em comparação aos utilizados na literatura para soldas similares de ligas de

alumínio [13,15,26]. Entretanto, analisando microscopicamente a solda formada, observou-se a presença de alguns vazios, indicados na Figura 5.2, mesmo quando se aumentou a velocidade de rotação e profundidade de penetração da ferramenta.

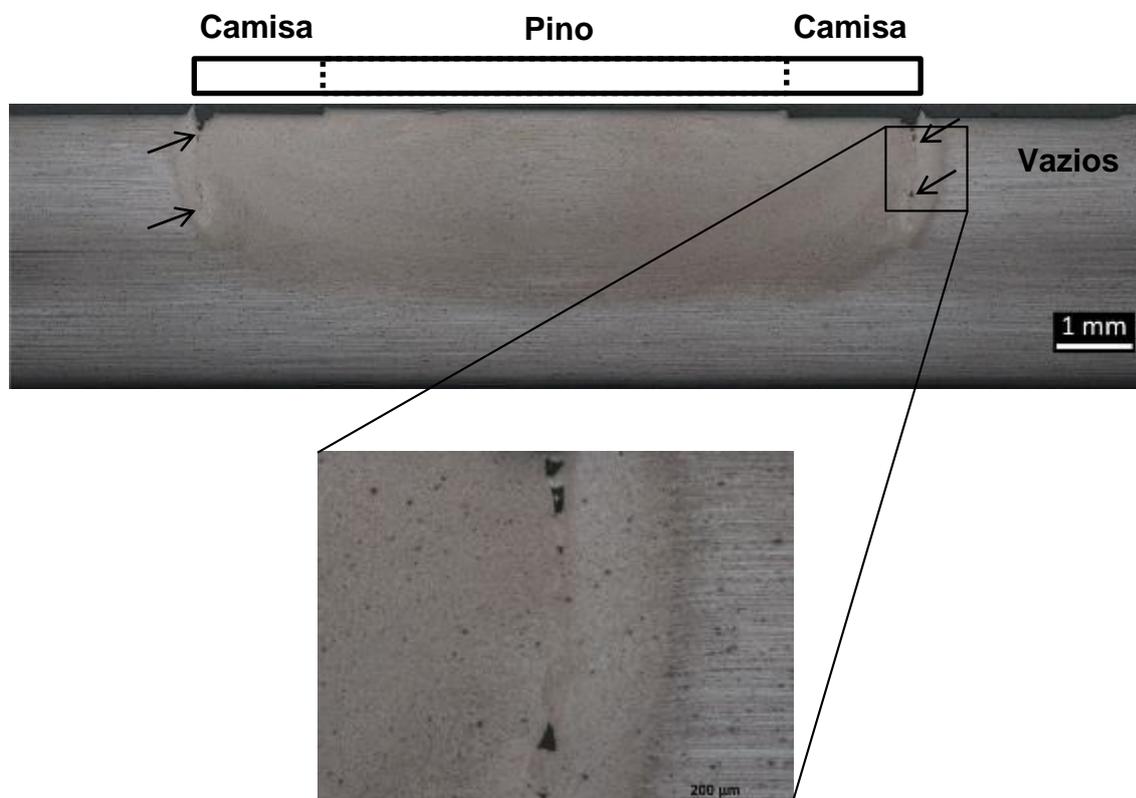


Figura 5.2 - Macroestrutura da solda produzida na condição VR=1000 rpm, PP=1,4 mm, TP=0,55 s. No detalhe nota-se a presença de alguns vazios.

A presença desses vazios, em baixos tempos de processo, indica que provavelmente o calor gerado não foi suficiente para fazer com que o material amolecido preenchesse as cavidades da solda. Esses vazios são considerados defeitos em FSpW [73] e podem atuar como concentradores de tensão, afetando negativamente propriedades mecânicas das soldas. Dessa maneira, esse nível de tempo de penetração não foi considerado adequado para o estudo.

Apenas com tempos de penetração maiores que 0,75s foi obtida uma solda livre de vazios. Ainda com interesse na redução do tempo total de processo, o tempo máximo de penetração utilizado nesse trabalho foi de 1,5 s.

Em estudos anteriores, Pieta et al. [36] e Tier et al. [24] mostraram que baixas velocidades de rotação da ferramenta indicaram a obtenção de melhores propriedades mecânicas. Dessa maneira, baixas velocidades de rotação também foram testadas nessa etapa inicial. Entretanto, aplicando velocidade de rotação de 600 rpm observou-se a presença de trincas no botão de solda, como ilustrado na Figura 5.3. Uma solda livre de defeitos foi obtida com velocidades de rotação a partir de 1000 rpm.

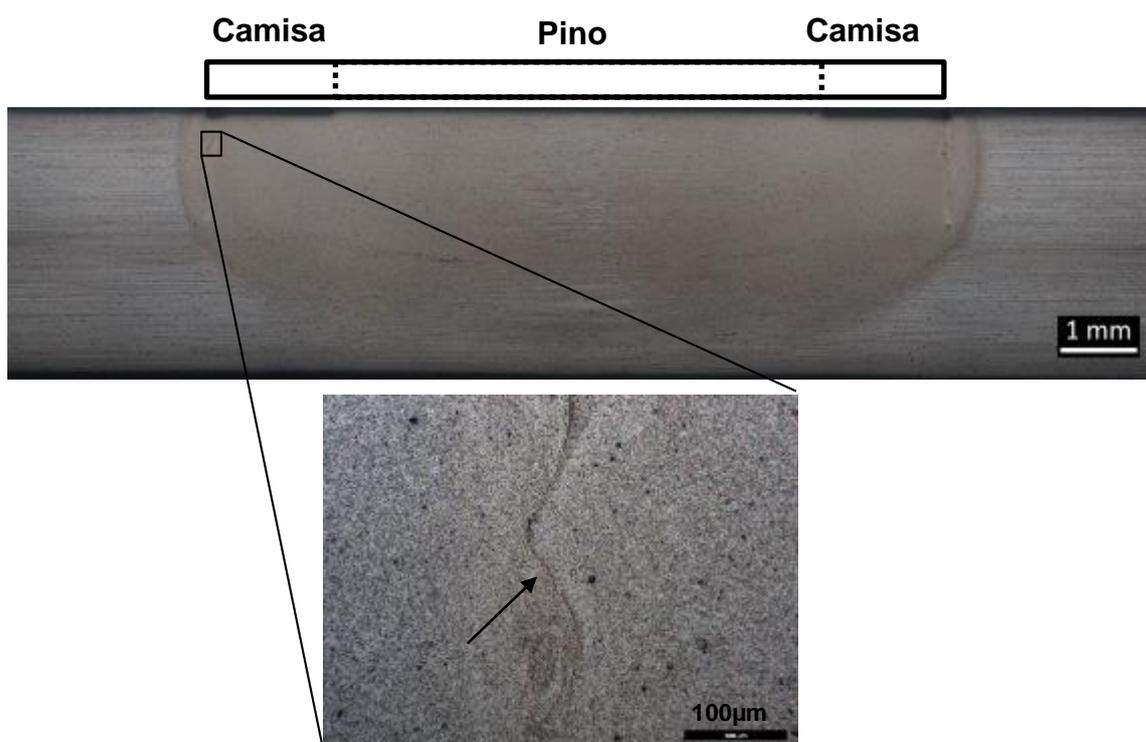


Figura 5.3 - Macroestrutura da solda produzida na condição VR=600 rpm, PP=1,4 mm, TP=1 s. Trinca encontrada na solda é mostrada em detalhe.

Na literatura, vários dos trabalhos relacionados com soldas FSpW similares penetravam a chapa inferior durante o processo e observaram a presença marcante do elemento cunha nas soldas. Além disso, a cunha se tornava maior, com o aumento da profundidade de penetração [26,40]. Dessa maneira, outro objetivo inicial desse trabalho era a obtenção de soldas sem a penetração na chapa inferior, buscando a minimização do tamanho dessa cunha.

Soldas com profundidades de penetração (PP) de 1,2 a 1,6 mm mostraram boas macroestruturas, sem a presença de defeitos.

Por fim, a janela de processabilidade foi determinada e três níveis de cada parâmetro foram definidos para conduzir um planejamento estatístico de experimentos (*Design of Experiments, DoE*). Como mostrado na Tabela 4.2, da seção anterior, a velocidade de rotação da ferramenta (VR) variou de 1000 rpm a 2000 rpm, a profundidade de penetração (PP) variou de 1,2 mm a 1,6 mm e o tempo de penetração (PT) variou de 0,75 s a 1,5 s.

## 5.2 Planejamento de experimentos - otimização do processo

Uma vez definidos os parâmetros processo de soldagem FSpW e os níveis a serem avaliados, o planejamento estatístico de experimentos foi realizado aplicando-se o método Taguchi, utilizando o software MiniTab.

A Tabela 5.1 apresenta a matriz L9 proposta pelo software MiniTab e os valores experimentais de carga de fratura obtida em ensaios de cisalhamento, que é a variável resposta desta análise estatística. Cada combinação de parâmetro foi definida como uma condição de soldagem e numerada de 1 a 9.

Tabela 5.1 - Matriz L9 e valores experimentais de carga de fratura em ensaios de cisalhamento.

Condição	Parâmetros			Carga de cisalhamento (kN)			
	TP (s)	VR (rpm)	PP (mm)	1	2	3	Média
1	0,75	1000	1,2	8,94	8,21	8,76	8,64 ± 0,39
2	0,75	1500	1,4	8,75	8,5	8,2	8,48 ± 0,27
3	0,75	2000	1,6	8,07	7,98	7,82	7,96 ± 0,12
4	1	1000	1,4	9,42	9,52	9,07	9,34 ± 0,23
5	1	1500	1,6	8,92	9,47	9,44	9,28 ± 0,31
6	1	2000	1,2	6,76	7,36	7,79	7,30 ± 0,52
7	1,5	1000	1,6	9,31	9,22	9	9,18 ± 0,16
8	1,5	1500	1,2	7,6	7,89	8,17	7,89 ± 0,28
9	1,5	2000	1,4	7,59	7,91	8,07	7,86 ± 0,24

Antes de realizar qualquer análise estatística, algumas hipóteses experimentais geralmente são feitas. Uma suposição importante é que os dados a serem analisados seguem uma distribuição normal. Para verificar esta hipótese, um gráfico de probabilidade normal de resíduos (resíduo é definido como: resíduo = valor observado - valor previsto) foi traçado, Figura 5.4. O gráfico mostra que todos os pontos estão localizados aproximadamente ao longo de uma linha reta e com elevado  $R^2=0,9539$ , indicando que os dados seguem uma distribuição normal e o modelo de análise escolhido é adequado.

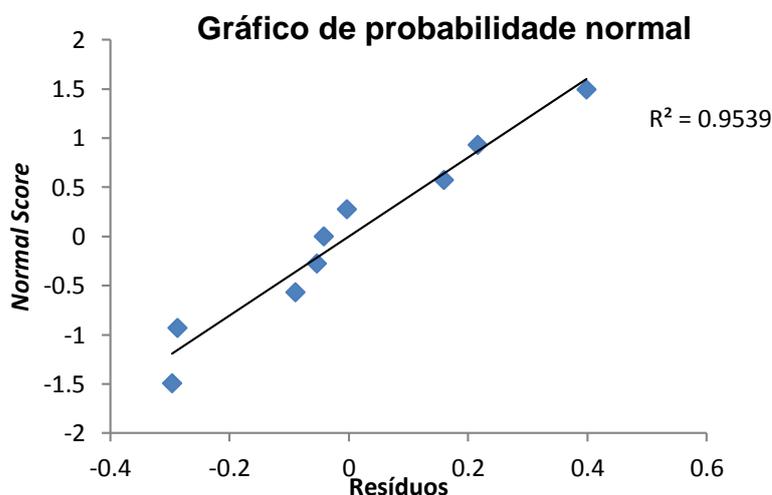


Figura 5.4 - Gráfico de probabilidade normal dos resíduos.

Como o modelo escolhido se mostrou adequado para a análise, continuou-se a análise estatística. A Figura 5.5 mostra os gráficos de efeitos principais para carga de cisalhamento média e para a razão sinal/ruído (S/R), obtidos pelo software MiniTab. No método Taguchi, a razão S/R representa o desvio da variável resposta em relação ao valor desejado em função das variáveis externas incontroláveis, também chamado de fatores ruídos. Valores mais altos de relação S/R significam um menor efeito desses fatores ruídos na resposta. Já a carga representa a média aritmética da resistência ao cisalhamento das condições de soldagem que apresenta o mesmo nível de um dos parâmetros [74]. Como o objetivo deste trabalho é maximizar a resposta, o tipo de razão S/R utilizada foi "quanto maior, melhor".

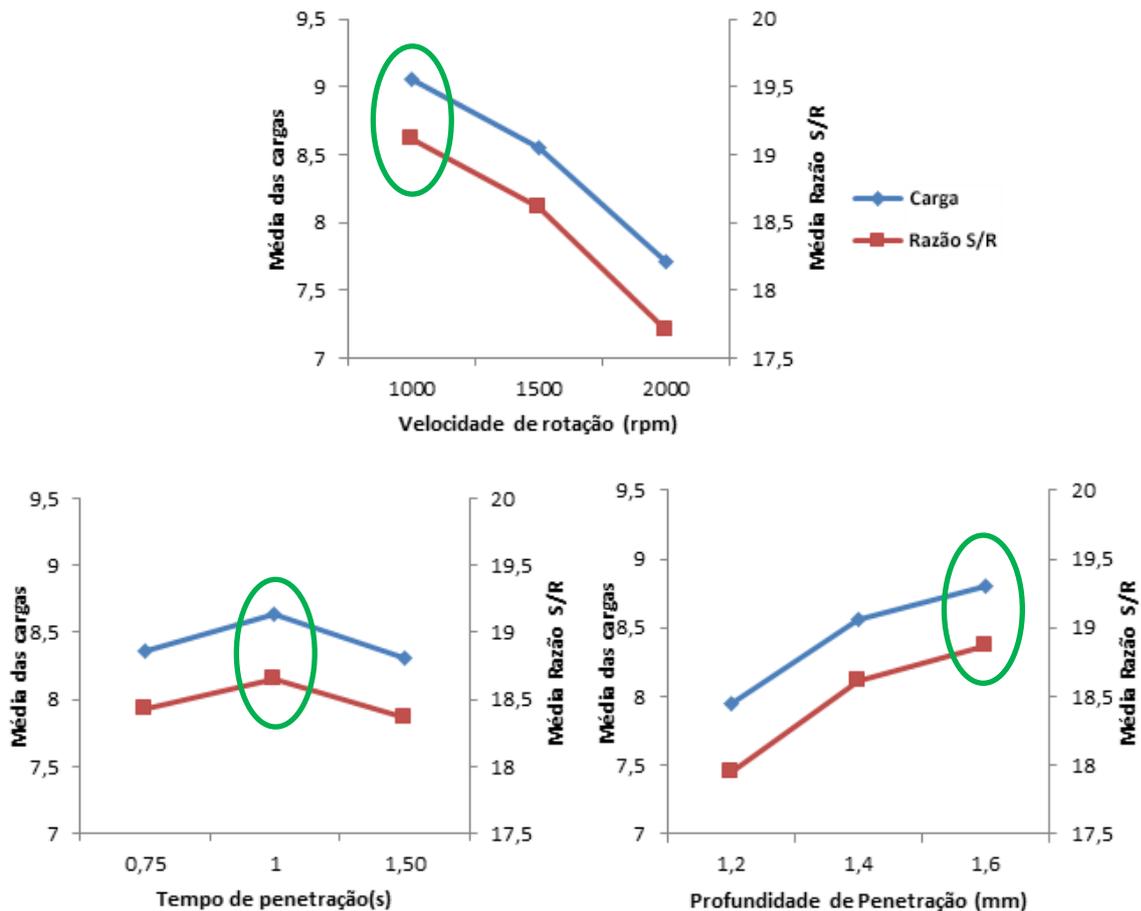


Figura 5.5 - Efeito dos principais resultantes do método Taguchi para carga de cisalhamento e razão S/R para as três variáveis analisadas.

O formato dos gráficos da Figura 5.5 pode ser uma indicação da contribuição de cada parâmetro na carga de cisalhamento da junta soldada. O perfil mais horizontal das curvas de tempo de penetração indica uma baixa contribuição desse parâmetro na carga de fratura, sendo que o nível intermediário, ou seja, 1 s, proporciona uma solda com carga ligeiramente maior. Já os gráficos de velocidade de rotação e profundidade de penetração apresentam uma inclinação maior, sugerindo que a variação desses parâmetros leva a grande variação na carga de fratura. Enquanto a diminuição da velocidade de rotação proporciona soldas de melhor qualidade, a profundidade de penetração segue tendência oposta, sendo quanto maior a profundidade maior a carga. É importante ressaltar que essa tendência ocorre no intervalo

estabelecido nesse estudo e o perfil ascendente ou descendente das curvas podem indicar que, possivelmente, melhores propriedades podem ser obtidas em níveis fora desse intervalo. Uma maior análise da influência dos parâmetros será mostrada posteriormente com a análise de variância (ANOVA).

Como objetivo desse planejamento estatístico é otimizar a variável resposta e reduzir a variabilidade, deseja-se maximizar tanto os valores de carga como os valores de razão S/R. De acordo com a Figura 5.5, o método de Taguchi sugere que a condição ideal, dentro do intervalo em estudo, é obtida com nível inferior de VR, superior de PP e intermediário de TM, isto é, VR = 1000 rpm, PP = 1,6 mm e TP = 1 s, indicados pelos círculos verdes na imagem. Essa condição não se encontra dentro das 9 condições estudadas nessa análise. Portanto, para confirmar esta previsão, foram realizadas soldas utilizando esta combinação de parâmetros (definida como condição 10) e posteriores testes de cisalhamento. O resultado dessa análise é mostrado na Tabela 5.2.

Tabela 5.2 - Valores experimentais de carga de fratura em ensaios de cisalhamento para a condição ideal prevista pelo método Taguchi.

Condição	Parâmetros			Carga de cisalhamento (kN)			
	TP (s)	VR (rpm)	PP (mm)	1	2	3	Média
10	1	1000	1,6	8,7	9,15	8,83	8,89 ± 0,23

De acordo com os dados experimentais, a carga média de cisalhamento da condição 10, prevista por Taguchi como condição ótima, é de 8,89 ± 0,23 kN. No entanto, comparando esse valor com a carga média de falha das outras 9 condições soldadas (Tabela 5.2), observou-se que o previsto por Taguchi não corresponde à real condição ideal, uma vez que as condições 4, 5 e 7 apresentaram maiores valores de carga de cisalhamento que a condição 10. Essa diferença entre a previsão estatística e a real condição de máxima variável resposta pode ser devido ao fato de o método Taguchi não considerar a influência da interação entre os fatores. Dessa maneira, esse resultado indica

que além do efeito dos fatores principais, há efeito de interação entre os parâmetros VR, PP e PT.

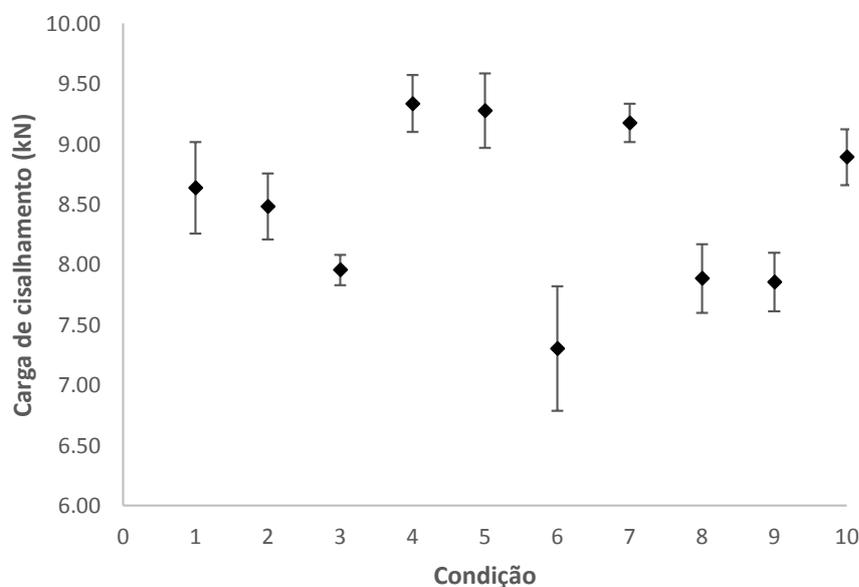


Figura 5.6 - Resumo das cargas de cisalhamento para as 10 condições de soldagem.

A Figura 5.6 resume os resultados de carga de cisalhamento para as 10 condições de soldagem estudadas. A sobreposição das barras de desvio padrão indica que pelo menos três condições (4, 5 e 7) levam a valores mais elevados de carga de cisalhamento e não há diferenças estatísticas significativas entre esses valores. Como a condição 4 (VR = 1000 rpm, PP = 1,4 mm e TP = 1 s) apresentou melhores resultados de carga de cisalhamento, embora apenas ligeiramente maior que as outras condições, parece ser a condição ideal.

Com o objetivo de confirmar e estabelecer esta condição como a ideal, outra análise estatística foi realizada, o método OFAT (do inglês *one-factor-at-time*). Esta análise consiste em manter constantes dois parâmetros e variar apenas um, permitindo também estudar a influência de cada fator separadamente. Esta análise foi feita com a condição 4 como base e é mostrada na Tabela 5.3, variando o tempo de penetração, velocidade de rotação e profundidade de penetração, respectivamente.

Tabela 5.3 - Experimentos com variação de apenas um parâmetro, OFAT.

Condição	Parâmetros			Carga de cisalhamento (kN)			
	TP (s)	VR (rpm)	PP (mm)	1	2	3	Média
<b>11</b>	0,75	1000	1,4	9,34	9,13	9,15	9,21 ± 0,12
<b>4</b>	1	1000	1,4	9,42	9,52	9,07	9,34 ± 0,23
<b>12</b>	1,5	1000	1,4	9,16	8,58	8,97	8,9 ± 0,3
<b>13</b>	1	800	1,4	9,41	9,39	9,13	9,31 ± 0,16
<b>4</b>	1	1000	1,4	9,42	9,52	9,07	9,34 ± 0,23
<b>14</b>	1	1500	1,4	9	8,41	8,52	8,64 ± 0,31
<b>15</b>	1	1000	1,2	8,42	8,74	8,78	8,65 ± 0,2
<b>4</b>	1	1000	1,4	9,42	9,52	9,07	9,34 ± 0,23
<b>10</b>	1	1000	1,6	8,7	9,15	8,83	8,89 ± 0,23

Finalmente, mesmo considerando outras cinco novas combinações de parâmetros, nenhum dos valores experimentais foi maior que 9,34kN, embora valores estatisticamente iguais foram obtidos com TT igual a 0,75 s e VR igual a 800 rpm, condição 11 e 13 respectivamente. Por isso, a condição ideal deste estudo foi definida como VR = 1000 rpm, PP = 1,4 mm e TP = 1 s. Considerando essa carga média de 9,34 kN aplicada numa área nominal de 63,6 mm<sup>2</sup> (área considerando o diâmetro da camisa), a tensão de cisalhamento corresponde a aproximadamente 147 MPa, supondo fratura no plano da interface.

A análise de variância (ANOVA) é o tratamento estatístico mais comumente aplicado a dados experimentais para determinar a porcentagem de contribuição de cada parâmetro estudado [75]. Para determinar o efeito relativo dos parâmetros de soldagem, realizou-se um teste de análise de variância (ANOVA) e os resultados são apresentados na Tabela 5.4.

Tabela 5.4 - Análise de variância (ANOVA).

Fonte	Graus de Liberdade (GL)	Soma dos Quadrados (SQ)	Quadrados Médios (QM)	Valor f	Valor p	Influência (P%)
TP	2	0,1915	0,09575	1,65	0,378	4
VR	2	2,7699	1,38493	23,84	0,04	65
PP	2	1,1815	0,59077	10,17	0,09	28
Erro	2	0,1162	0,0581	-	-	3
Total	8	4,2591	-	-	-	100

A tabela ANOVA é composta por graus de liberdade (GL), soma de quadrados (SQ), quadrados médios (QM), valor f e valor p. A variabilidade entre os grupos de parâmetros é quantificada como a soma dos quadrados (SQ), de modo que quanto maior a contribuição do parâmetro para a SQ total, maior é a sua capacidade de influenciar a variável resposta. Além disso, enquanto o quadrado médio é obtido dividindo os SQ por número de graus de liberdade (GL), o valor f é a proporção de dois quadrados médios: QM de cada grupo e QM do erro. Do valor f é determinado o valor de p, que é muito importante para analisar o efeito significativo estatisticamente de cada parâmetro.

De acordo com análise do valor p, com um nível de confiança de 90% e considerando o intervalo de parâmetros estudado, tem uma evidência de que tanto o efeito principal velocidade de rotação (VR) quanto profundidade de penetração (PP) apresentam influência estatisticamente significativa na carga de cisalhamento das juntas. Isso acontece uma vez que os respectivos valores-p, 0,04 e 0,09, são menores que 0,1. Considerando esse nível de confiança, o tempo de penetração (TP) não aparenta ser estatisticamente significativo na resistência das soldas, uma vez que apresenta valor-p elevado.

Além disso, pode-se determinar o grau de influência de cada fator na variável resposta, Figura 5.7. Como esperado, VR apresentou maior influência na carga de ruptura das soldas (65%), seguido da profundidade de penetração (28%), enquanto o tempo de penetração (4%) apresenta influência muito baixa.

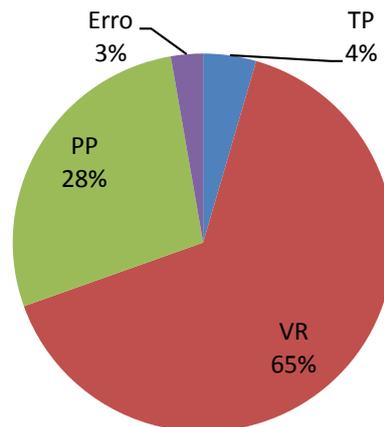


Figura 5.7 - Porcentagem de influência dos fatores VR, PP e TP na carga de cisalhamento das soldas.

De acordo com a literatura [76] é possível prever a carga de ruptura para qualquer combinação de parâmetros utilizando os valores experimentais das 9 combinações estudadas no planejamento estatístico de experimentos (DoE), Tabela 5.1. Dessa maneira, a carga de cisalhamento prevista pelo método Taguchi ( $Y_{abc}$ ) para a combinação dos níveis  $a$ ,  $b$  e  $c$  (dentro do intervalo estudado) para os parâmetros velocidade de rotação, profundidade de penetração e tempo de penetração é estimada como:

$$Y_{abc} = T + (\overline{VR}_a - T) + (\overline{PP}_b - T) + (\overline{TP}_c - T) \quad (5.1)$$

sendo  $\overline{VR}_a$  a média dos valores de carga de cisalhamento com a velocidade de rotação no nível  $a$ ,  $\overline{PP}_b$  é a média dos valores de carga de cisalhamento com profundidade de penetração no nível  $b$  e  $\overline{TP}_c$  a média dos valores de carga de cisalhamento com tempo de penetração no nível  $c$ .  $T$  é a média total.

Dessa maneira é possível validar o método Taguchi utilizado nesse trabalho e avaliar se os valores previstos pelo modelo estatístico estão próximos dos valores experimentais. Usando a equação 5.1, calculou-se a carga de cisalhamento para as combinações de DOE, bem como outras três condições que não estavam contempladas na matriz L9 inicial para validar o modelo. Estes resultados são apresentados na Tabela 5.5.

Tabela 5.5 - Valores experimentais e previstos de carga de fratura em ensaios de cisalhamento para várias condições de processo.

Condição	Parâmetros			Carga de cisalhamento experimental (kN)	Carga de cisalhamento prevista pelo modelo (kN)
	TP (s)	VR (rpm)	PP (mm)		
1	0,75	1000	1,2	8,64	8,48
2	0,75	1500	1,4	8,48	8,60
3	0,75	2000	1,6	7,96	7,99
4	1	1000	1,4	9,34	9,38
5	1	1500	1,6	9,28	9,12
6	1	2000	1,2	7,3	7,41
7	1,5	1000	1,6	9,18	9,29
8	1,5	1500	1,2	7,89	7,93
9	1,5	2000	1,4	7,86	7,70
Validação	1,00	1000	1,60	8,89	9,62
	0,75	1000	1,40	9,21	9,10
	1,00	2000	1,20	7,79	7,41

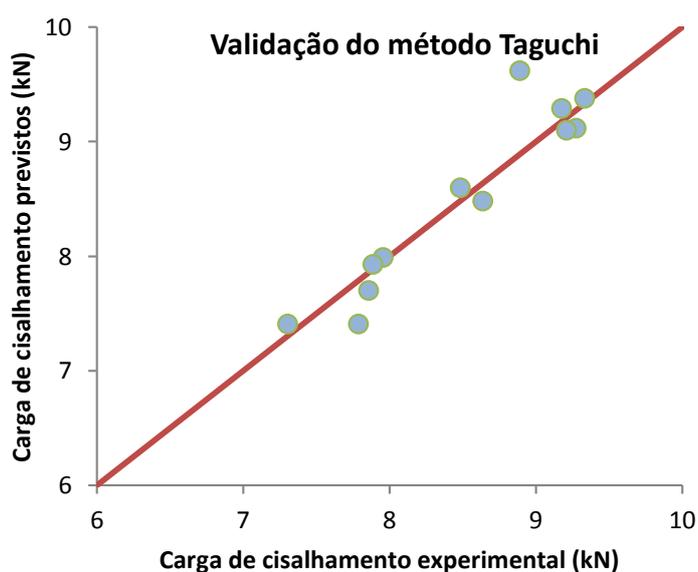


Figura 5.8 - Gráfico de valores previstos por Taguchi versus valores experimentais para carga de ruptura em cisalhamento.

Para melhor visualização dos dados, foi plotado um gráfico com carga de cisalhamento prevista *versus* carga de cisalhamento experimental, mostrado na

Figura 5.8. Quanto mais apropriado é o modelo estatístico escolhido, mais os dados são dispersos ao longo da linha  $y=x$  (em vermelho, Figura 5.8). Assim, como os dados estão distribuídos ao longo da linha vermelha, sugere a existência de um ajuste satisfatório entre a previsão e o observado, indicando que o modelo prediz bem a realidade para os níveis e parâmetros estudados.

Para avaliar a qualidade das soldas obtidas nesse trabalho, os valores de carga de cisalhamento foram comparados com alguns trabalhos encontrados na literatura para soldas FSpW em ligas de alumínio utilizadas na indústria aeroespacial, ilustrado na Figura 5.9. Dias [68] realizou um estudo com soldas a ponto por fricção (FSpW) na liga AA2198-T8 com espessura igual à utilizada nesse trabalho, 1,6 mm. A faixa de carga de cisalhamento obtida por ele foi de 4,88 kN a 7,95 kN (faixa cinza na Figura 5.9) enquanto que neste trabalho esse intervalo foi de 7,30 kN e 9,34kN (pontos na Figura 5.9). Além disso, o valor máximo obtido por Dias foi maior que apenas 3 das 10 condições de soldagem estudadas para liga AlMgSc. Já Amancio-Filho [13] investigou o processo de soldagem FSpW na liga AA2024 em chapas de 2 mm de espessura, obtendo cargas de cisalhamento na faixa de 6,2 kN a 10,3 kN, sendo que a média é 9,01 kN (linha verde Figura 5.9). Como a chapa utilizada em [13] foi de maior espessura, maiores valores de cargas eram esperados. Porém, considerando o desvio padrão, o valor máximo obtido nesse trabalho para liga AlMgSc é relativamente próximo, e comparável, ao obtido para AA2024.

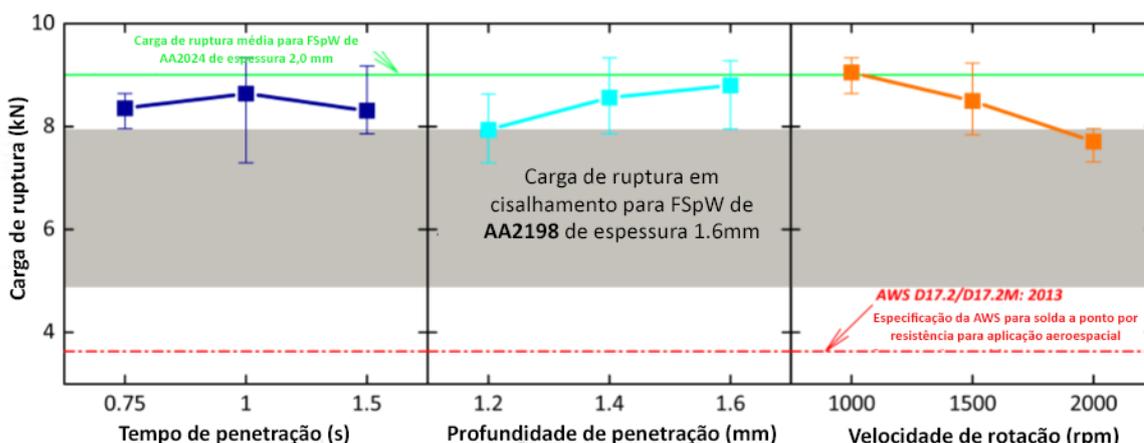


Figura 5.9 - Resultados de carga de cisalhamento na ruptura obtidos nesse trabalho e comparação com outros dados da literatura.

Por fim, considerando a especificação da *American Welding Society* para *Resistance Spot Welding* para aplicações aeroespaciais, AWS D17.2/D17.2M [70] o valor mínimo de carga de ruptura em ensaios de cisalhamento, para uma liga de alumínio com limite de resistência maior que 386 MPa e 1,6 mm de espessura, é de 3,64kN (linha vermelha na Figura 5.9). A carga média de ruptura em ensaios de cisalhamento para todas as condições de processo de soldagem da liga AlMgSc estudadas foi de 8,44kN, o que é mais do que o dobro da especificação AWS. Assim, esses resultados mostram que as soldas de ponto de fricção AlMgSc possuem uma excelente resistência estática em comparação com outros materiais e outros processos utilizados em aplicações aeroespaciais, mostrando grande potencial para sua utilização.

### 5.3 Ciclo térmico

O entendimento do ciclo térmico durante o processo de soldagem é muito importante, uma vez que vários fenômenos metalúrgicos, como recristalização, crescimento de grão, precipitação, coalescimento e dissolução dos precipitados, são termo-ativados. A Figura 5.10 mostra a distribuição da temperatura em três posições distintas, conforme mostrado na Figura 4.4. Essas posições correspondem a regiões abaixo da posição do pino, abaixo da posição da camisa e abaixo da posição do anel de fixação.

Essa medição de temperatura foi realizada para a condição otimizada (condição 4), de maior resistência em ensaios estáticos, VR = 1000 rpm, PP = 1,4 mm e TP = 1s. O formato do gráfico é característico do processo e se assemelha a outros relatados na literatura [77,78]. O primeiro resultado importante obtido nessa análise é que o material não atingiu o estado líquido, uma vez que para ligas de alumínio o valor da temperatura solidus é muito superior ao que foi atingido nessa solda [79]. O processo se deu totalmente no estado sólido, como o esperado.

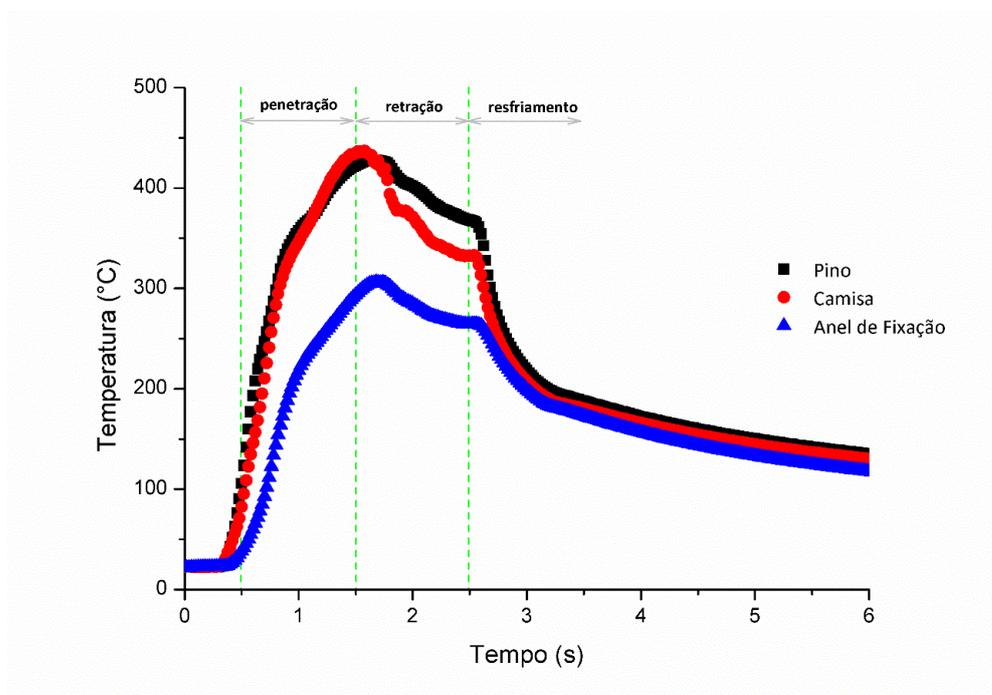


Figura 5.10 - Distribuição de temperatura em diferentes regiões da solda para a condição 4 de soldagem.

O pico máximo de temperatura foi obtido na região de influência da camisa, a 3,75 mm distante do centro da solda. Nessa condição estudada, o pico de temperatura foi de 437°C. Esse valor é levemente maior que o máximo atingido no centro da solda, que foi de 428°C. Entretanto, a diferença de temperatura é bem significativa em relação à região do anel de fixação, que experimentou temperaturas de até 306,5°C. Esse comportamento é esperado uma vez que regiões sujeitas à deformação durante a penetração do pino e da camisa durante o processo apresentaram temperaturas significativamente maiores. Além disso, é observado que regiões fora do botão de solda (região do anel de fixação) também estão sujeitas a temperaturas altas durante o processo.

De acordo com características do ciclo térmico, o processo de soldagem pode ser dividido em quatro estágios, isso é: carregamento, penetração da camisa, retração da camisa e resfriamento. O estágio de carregamento é o tempo necessário para a ferramenta movimentar a partir da posição inicial até a camisa tocar a superfície superior da chapa. O pico de temperatura aparece, para todas as regiões analisadas, durante o início do estágio de retração da

camisa. No início da etapa de penetração da ferramenta, a região da camisa apresenta maior temperatura pois é a região que está sob maior deformação. Entretanto, na etapa de retração, após o pico de temperatura, a temperatura da região da camisa diminui mais rapidamente que a região do pino. Isso é esperado uma vez que essa última região está sendo submetida a maiores deformações, sendo comprimida pelo pino durante a sua volta para a posição inicial.

#### 5.4 Caracterização da solda típica

Foi realizada análise macroestrutural em todas as condições de soldagem e se observou a formação de uma macroestrutura típica em todas essas condições. Dessa maneira, apenas uma será mostrada, que corresponde à solda de maior valor de carga de cisalhamento, condição 4, na Figura 5.11.

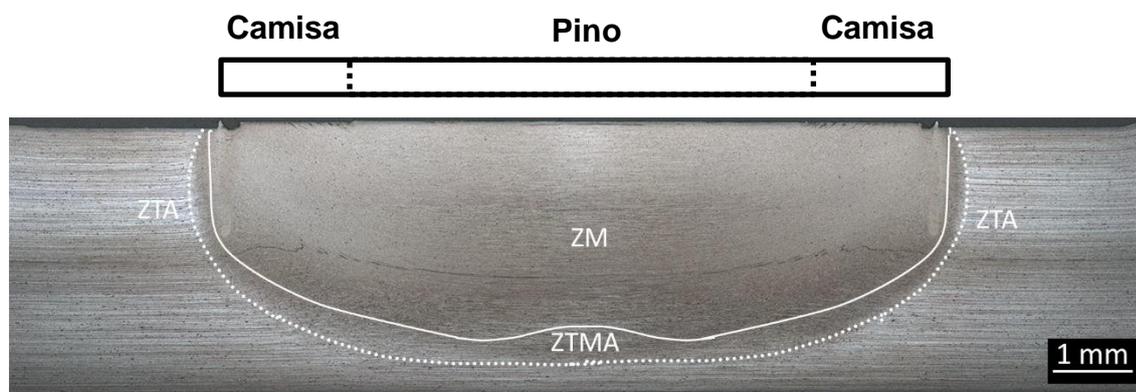


Figura 5.11 - Macroestruturura típica formada durante o processo de soldagem FSpW.

Como já discutido, durante o processo de soldagem o material é submetido a diferentes graus de deformação e temperatura, levando a formação de três zonas diferentes na solda: zona de mistura (ZM), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA), além do material de base (MB). As fronteiras aproximadas dessas zonas estão delineadas na Figura 5.11.

A microestrutura do material base AlMgSc, mostrado na Figura 5.12, é composta por uma estrutura de grãos muito alongados conhecidas como

*pancake-shaped grains*. Essa microestrutura é resultante do processo de laminação durante a produção das chapas utilizadas nesse trabalho, resultando em grãos muito alongados e deformados na direção de laminação.

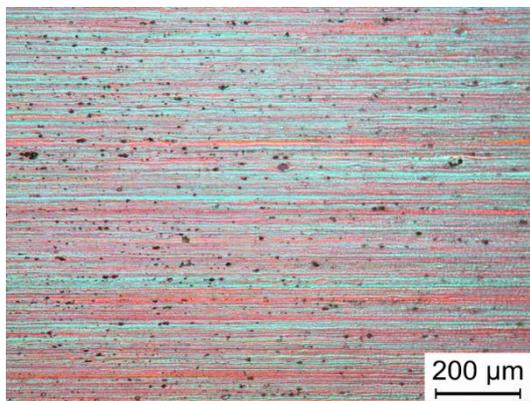


Figura 5.12 - Microestrutura do material base.

A zona de mistura é majoritariamente composta por grãos equiaxiais e muito finos, como mostrado na Figura 5.13a. Essa morfologia é obtida devido à grande deformação plástica e elevadas temperaturas atingidas nessa região devido à movimentação da ferramenta, possibilitando a ocorrência de recristalização dinâmica. Conforme discutido anteriormente, a presença do escândio (Sc) nessa liga leva a formação de partículas finas, coerentes e dispersas na matriz  $Al_3Sc$ , que é responsável por interagir com o contorno de grão e promover o refinamento da estrutura.

De acordo com a literatura, em processos de soldagem no estado sólido de ligas de AlMgSc essas partículas não apresentaram sinais de dissolução ou coalescimento, mostrando sua excelente estabilidade térmica. Dos Santos [62] e Sauvage [80] observaram a presença dessas partículas em todas as regiões da solda. Alguns autores relatam que durante o processo FSW dessas ligas, mesmo atingindo temperaturas de até  $500^{\circ}C$ , o tamanho e a distribuição dessas partículas na zona de mistura é praticamente o mesmo que aquela encontrada no material base [10,65–67]. As temperaturas atingidas durante o processo de soldagem a ponto por fricção dessa liga AlMgSc teve um pico máximo de aproximadamente  $437^{\circ}C$ , como mostrado na seção anterior. Além disso, o tempo de soldagem e, conseqüentemente, de influência do ciclo térmico é muito

pequeno. Dessa maneira, embora não se tenha realizado análise dos precipitados nas regiões da solda, é de se esperar que não houve dissolução nem coalescimento dos mesmos, permitindo a obtenção de uma microestrutura refinada na ZM.

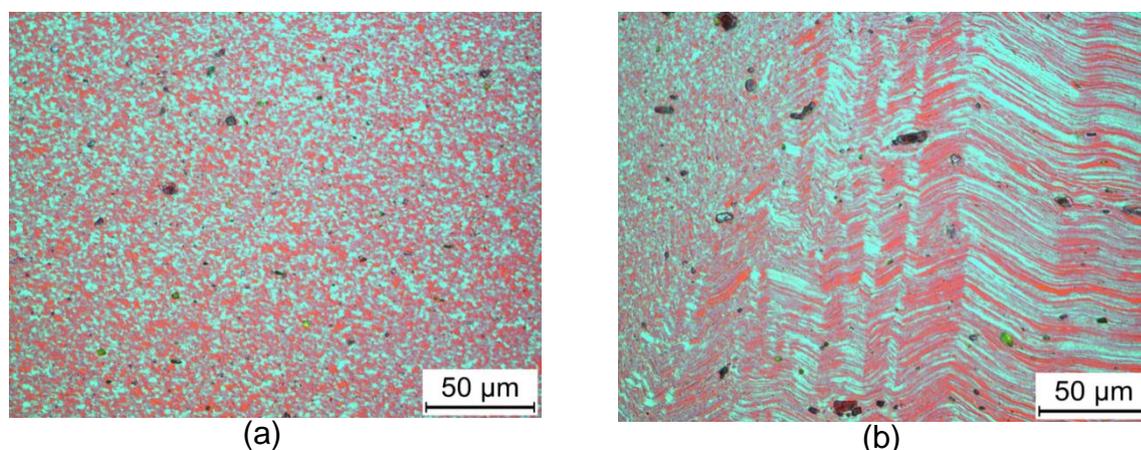


Figura 5.13 - Microestrutura da região soldada: (a) ZM; (b) ZTMA.

A zona termo-mecanicamente afetada é a região da solda que tem influência tanto da deformação quanto do calor gerado no processo, porém em níveis inferiores que os atingidos na ZM, inibindo a recristalização dinâmica. Assim, essa região é caracterizada pela presença de grãos alongados e rotacionados devido ao movimento da ferramenta, como mostrado na Figura 5.13b, que contornam a ZM. Finalmente, a zona termicamente afetada recebe influência apenas do calor gerado durante o processo de soldagem, não sofrendo nenhuma deformação com o movimento da ferramenta. Essa é a região correspondente à curva azul no gráfico de temperatura, Figura 5.10. Entretanto, a microestrutura dessa região é muito similar ao material base e nenhuma mudança pode ser detectada por microscopia ótica.

Para uma análise qualitativa da variação da dureza ao longo da região soldada e das zonas previamente descritas, foi preparado um mapa de dureza de toda a seção transversal da junta soldada. Esse mapa é mostrado na Figura 5.14, onde também é desenhado os diâmetros do pino e da camisa, bem como sua profundidade de penetração nessa condição de soldagem. Uma grande

região amolecida foi formada abaixo da profundidade de penetração da camisa, mostrando que mesmo a camisa penetrando apenas na chapa superior, ambas as chapas estão sujeitas a calor e deformação.

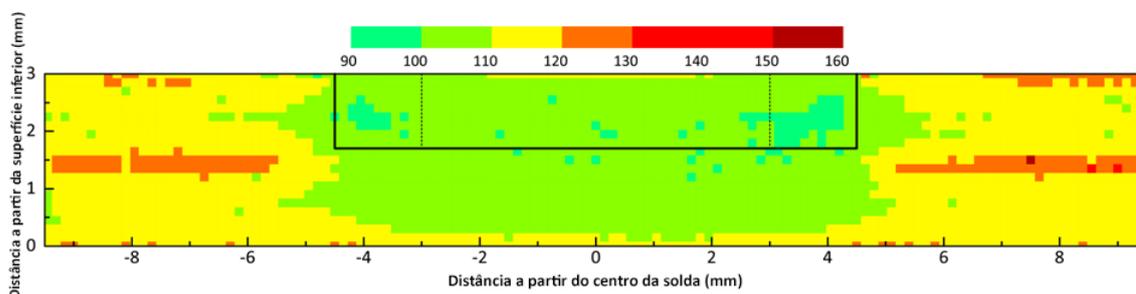


Figura 5.14 - Mapa de microdureza para a condição 4 de soldagem.

Sobrepondo o mapa de dureza e a macroestrutura da mesma amostra, Figura 5.15, facilita a comparação entre esses resultados. Uma região amolecida simétrica é formada fora das regiões ZM e ZMTA, o que indica que essa parte da solda está sob influência do calor. Essa região corresponde a zona termicamente afetada (ZTA) e comprova sua existência mesmo sem mudanças microestruturais em relação ao material base. Além disso, a solda a ponto por fricção da liga AlMgSc é simétrica e tem formato elíptico. A região soldada apresentou valores menores de dureza em comparação com o MB, porém não houve grandes variações de dureza dentro da região soldada. Entretanto, é importante ressaltar que a diferença de dureza entre o material base e as regiões da solda foi de no máximo 10HV, que é um valor muito pequeno. Essa pequena variação na dureza também foi observada para FSW dessa liga e Yongyi [81] e Sauvage et al. [80] atribuíram essa variação à mudança de microestrutura de grãos alongados para grãos equiaxiais e alterações na estrutura de subgrãos. Isso mostra que a região da solda apresenta boas propriedades mecânicas.

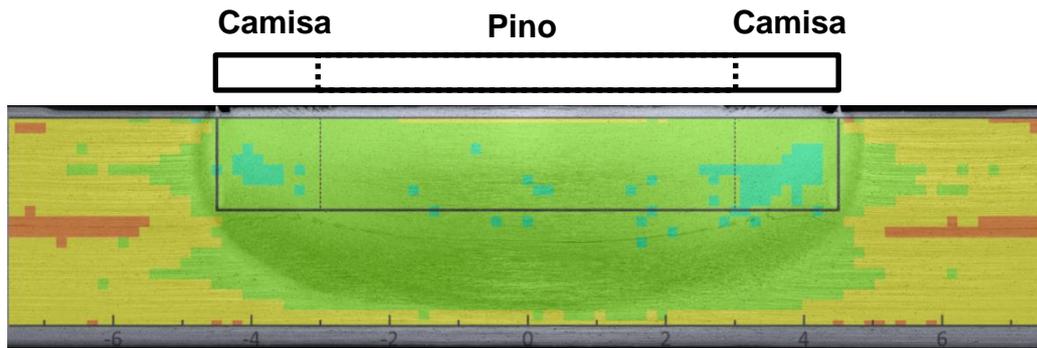


Figura 5.15 - Sobreposição do mapa de microdureza e a macroestrutura da solda.

Para melhor compreensão da microestrutura típica da solda, foram realizadas análises de EBSD em diferentes regiões ao longo da solda, como mostrado na Figura 5.16, indicadas por retângulos vermelho, amarelo e preto, em regiões que apresentaram contrastes diferentes com outros locais da solda. O retângulo vermelho corresponde à região no meio da chapa superior na qual houve penetração da camisa, próxima ao exterior do botão de solda. O retângulo amarelo também está no meio da chapa superior, porém na região central do botão de solda. Por fim, o retângulo preto está na mesma posição em relação ao centro do botão de solda, porém na chapa inferior.

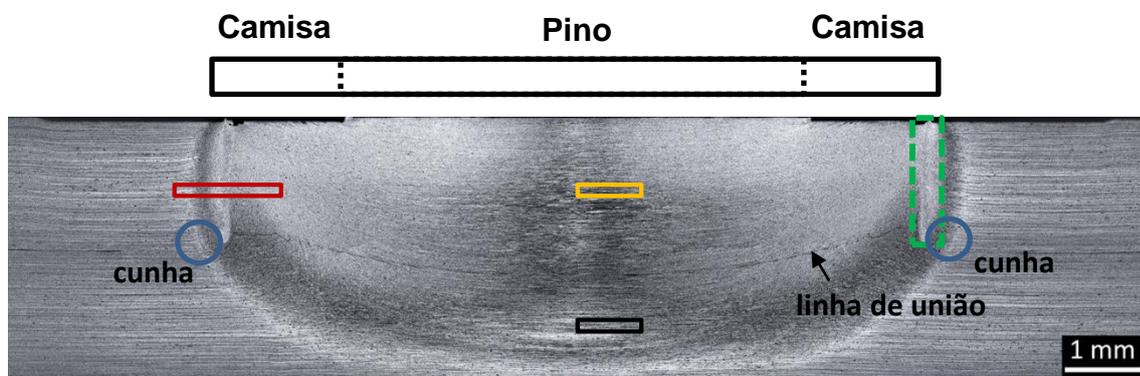


Figura 5.16 - Macroestrutura indicando locais de análise de EBSD e algumas características típicas das soldas FSpW da liga AlMgSc.

A região do retângulo vermelho pode ser chamada de região de transição, pois é possível identificar as três regiões típicas da solda: ZTA, ZTMA e ZM, indicadas pelos números 1, 2 e 3, respectivamente, na Figura 5.17a. A Figura

5.17b corresponde à região ZTMA próxima à interface ZM/ZTMA. A partir dessa figura, observa-se que a ZTMA é composta, além de grãos alongados e deformados, por grãos equiaxiais, indicando a ocorrência do fenômeno de recristalização parcial dos grãos, próximo a ZM, formando uma microestrutura heterogênea nessa região. Devido à presença desses grãos finos na ZTMA, a correta determinação da interface entre ZTMA e ZM é dificultada.

A microestrutura da ZM foi analisada mais profundamente. Primeiramente, é possível observar que o tamanho de grão varia dentro da ZM, aumentando do exterior para o centro, Figura 5.17b a 5.17f. Devido às características das ligas AlMgSc já descritas, o grão obtido com o processo de soldagem é muito fino, variando de  $0,86\ \mu\text{m}$  a  $1,4\ \mu\text{m}$  na zona de mistura.

Os grãos mais finos,  $0,86\ \mu\text{m}$ , são observados na região mais externa da zona de mistura, sugerindo que essa região sofre maiores influências de deformação e temperatura. Essa afirmação é razoável, uma vez que essa região é a que parece estar em contato com a superfície externa da camisa, formando a região da gota, ao longo da espessura da chapa. Essa região, fina, comprida e clara, está indicada pelo retângulo pontilhado verde na Figura 5.16 e sua formação será discutida na próxima seção. Essa região está próxima da fronteira entre a ZM e ZTMA. A diferença no contraste entre a região da gota e o resto do botão de solda na macroestrutura (Figura 5.16) pode estar associada à diferença de tamanho de grão.



(a)

(continua)

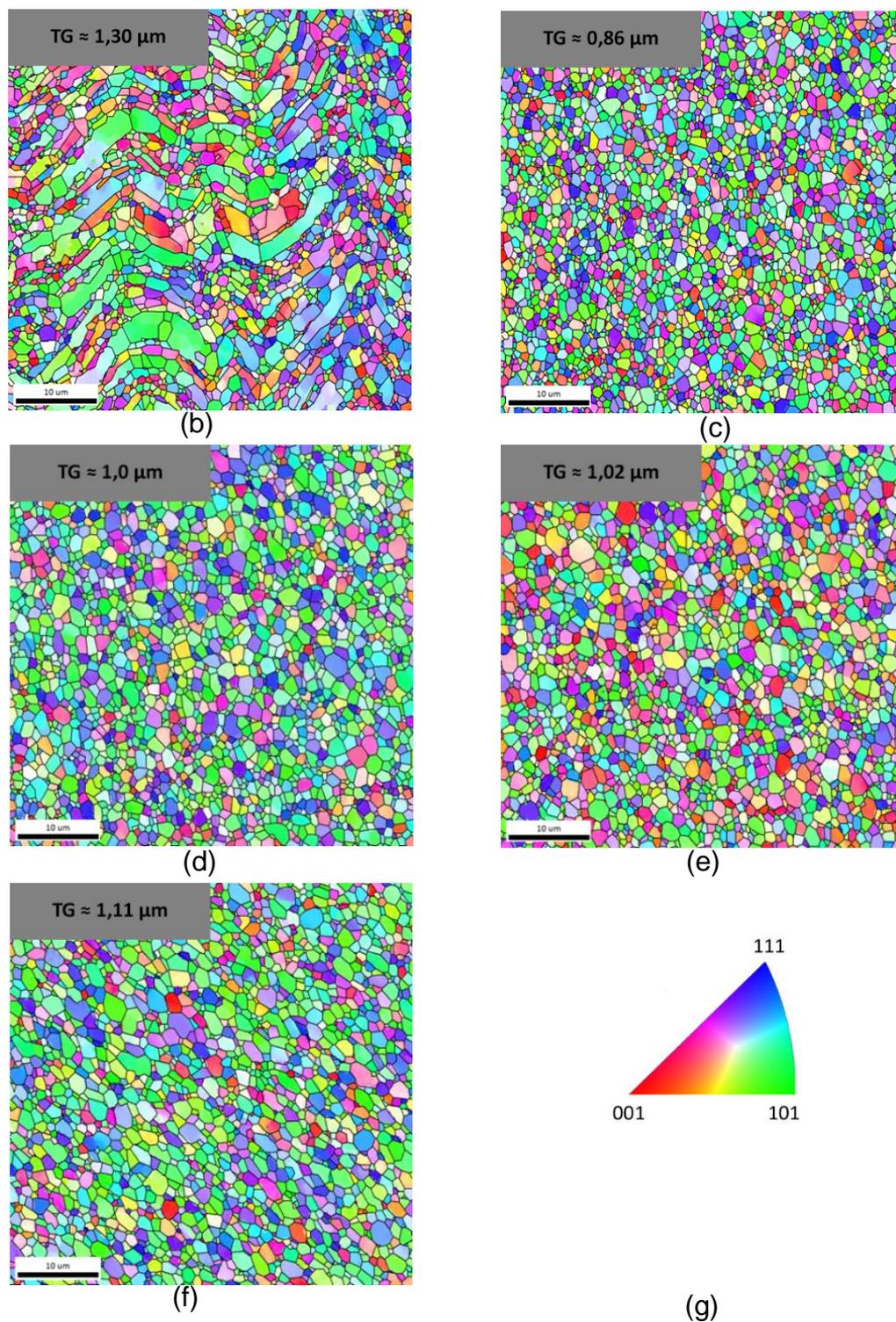


Figura 5.17 - Região do retângulo vermelho, chamada de transição da solda: (a) visão geral do mapa de EBSD com diferentes regiões destacadas; (b) a (f) mapas de EBSD de diferentes regiões marcadas em (a); (g) triângulo

mostrando o código de cor de acordo com a direção cristalográfica em relação à direção longitudinal para os mapas de EBSD.

Ademais, é possível perceber que a orientação dos grãos muda sutilmente de uma região para outra, Figura 5.17d a 5.17f, uma vez que diferentes cores nos mapas de EBSD representam diferentes orientações cristalográficas, Figura 5.17g. Essa variação na orientação dos grãos pode estar associada ao fluxo de material durante o processo. Tanto a Figura 5.17e, quanto a Figura 5.17f, apresentam uma predominância de grãos na coloração verde, indicando uma tendência à orientação  $\langle 101 \rangle$ . Entretanto, para a última figura essa predominância é maior, sendo que essa região apresenta uma fração de aproximadamente 21% dos grãos alinhados nessa direção. Já na Figura 5.17e, essa tendência é de cerca de 14%. Outra diferença é a forte presença de grãos na coloração vermelha na Figura 5.17e, que não é observado na Figura 5.17f. Isso é confirmado na análise da fração volumétrica de grãos alinhados a direção  $\langle 001 \rangle$ , que na Figura 5.17e é mais que o dobro da 5.17f. Essa diferença na orientação cristalográfica, aliada ao tamanho de grão, parece levar a diferentes respostas ao ataque químico e, conseqüentemente, diferentes contrastes na macroestrutura da solda, como pode ser observado na Figura 5.16. A Figura 5.17e está associada a regiões com contraste mais escuro, enquanto a Figura 5.17f está associada a contrastes mais claros.

Outra diferença de contraste na macroestrutura é observada na região central da solda. Dessa maneira, análises de EBSD foram realizadas nessas regiões, tanto na chapa superior quanto na inferior, Figura 5.18 e 5.19. Conforme descrito, essas regiões são identificadas pelos retângulos amarelos e pretos, respectivamente, na Figura 5.16.

Na Figura 5.18a nota-se a presença de grãos com diferentes morfologias, isto é, tanto grãos recristalizados quanto alguns grãos alongados e deformados. Esses grãos deformados são encontrados mais próximo ao centro da solda, Figura 5.18b. Quando se afasta do centro, a morfologia encontrada é a de grãos equiaxiais totalmente recristalizados, Figura 5.18c. Além disso, é possível observar na Figura 5.18b, a presença de diferentes orientações cristalográficas

dentro de um único grão alongado. Esse comportamento é devido a contornos de subgrãos nessa região, que são formados anteriormente ao processo de recristalização total.

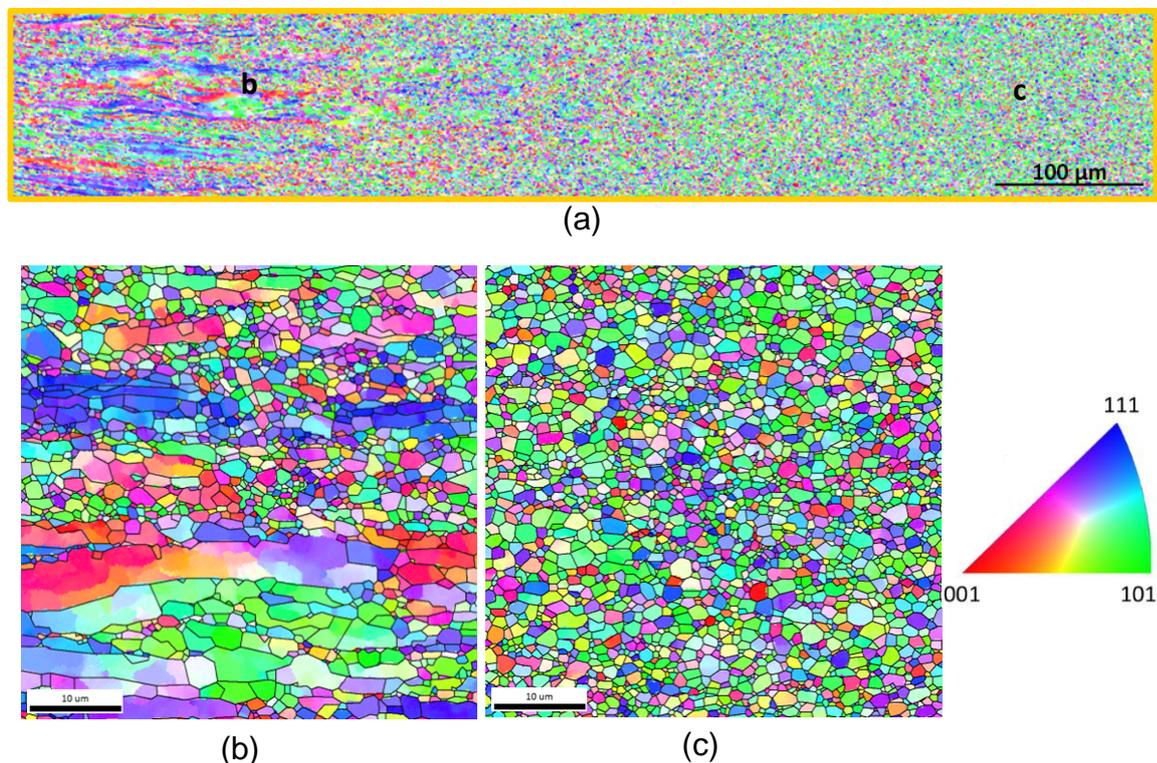


Figura 5.18 - Região do retângulo amarelo, no centro da solda na chapa superior: (a) visão geral do mapa de EBSD com diferentes regiões destacadas; (b) e (c) mapas de EBSD de diferentes regiões marcadas em (a), no centro com recristalização parcial e mais distante do centro com recristalização total, respectivamente.

Mudando-se apenas a posição vertical, aproximando-se da extremidade inferior do botão de solda, outra análise de EBSD foi realizada. Nessa parte do botão de solda a recristalização parcial dos grãos é mais óbvia e a quantidade de grãos deformados é muito maior, como observado na Figura 5.19a. Nessa região, analisando uma área mais afastada do centro da solda, Figura 5,19b, não é possível obter uma microestrutura com recristalização total dos grãos. Assim,

considerando a morfologia dos grãos, essa parte da solda deve ser tratada como parte da ZTMA.

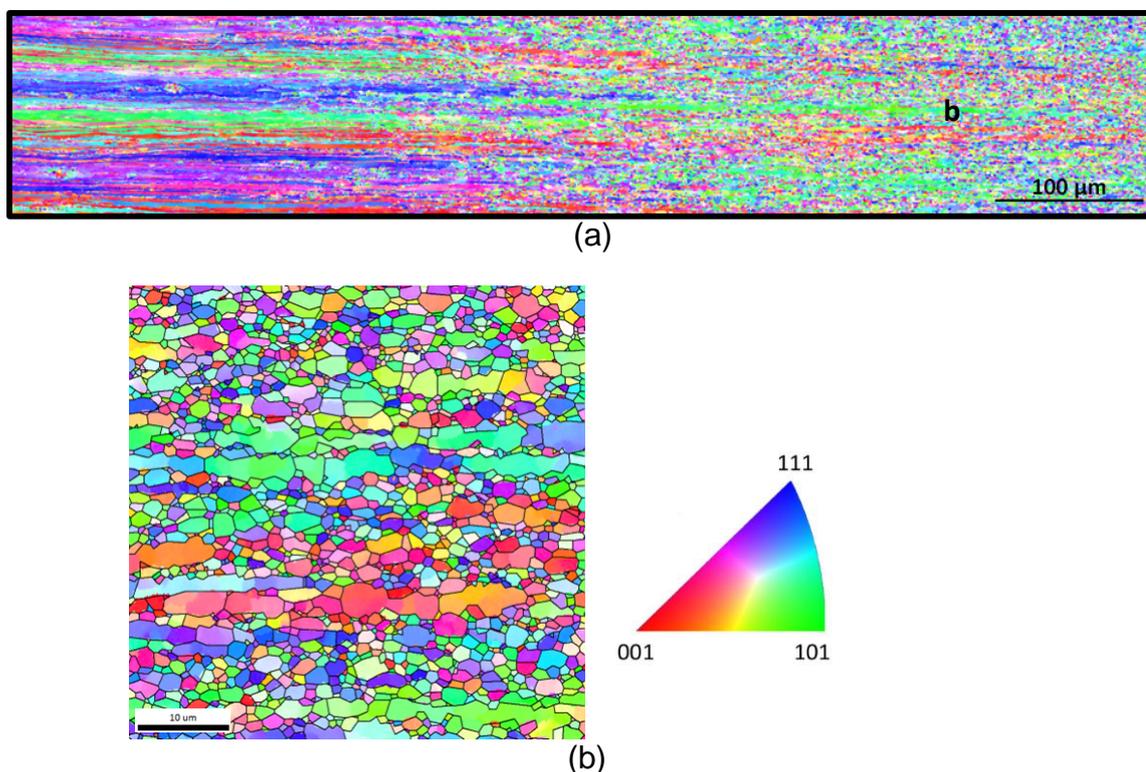


Figura 5.19 - Região do retângulo preto, no centro da solda na chapa inferior: (a) visão geral do mapa de EBSD; (b) mapa de EBSD de região marcada em (a).

A região central do botão de solda parece estar sujeita a menores valores de cisalhamento, quando comparada a regiões mais próximas da camisa, e, conseqüentemente, menores deformações. Além disso, isso se torna ainda menor próximo a regiões mais próximas a parte inferior do botão de solda. Dessa maneira, aliado à elevada temperatura de recristalização dessas ligas AlMgSc, não há força motriz suficiente para a ocorrência de recristalização dinâmica completa nessa região e favorece a formação dessas microestruturas no centro do botão de solda, que não são observadas na literatura.

Ainda analisando macro/microestruturalmente as soldas produzidas nesse trabalho, outras duas características macroscópicas foram observadas em

todas as condições de soldagem: cunha e linha de união. Esses dois elementos foram indicados na macrografia da Figura 5.16.

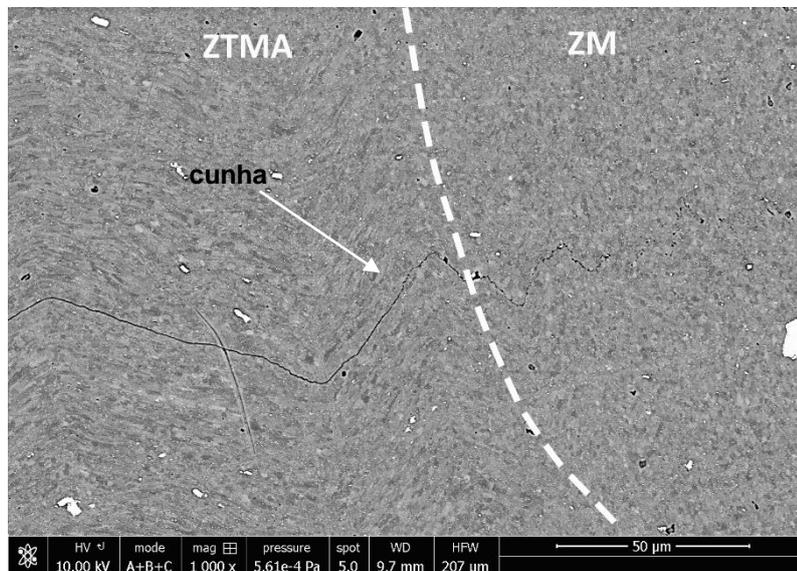


Figura 5.20 - Região da cunha em detalhe.

A região da cunha pode ser vista em detalhe na Figura 5.20. Como já descrito, a cunha é um elemento ou característica geométrica formada nas soldas FSpW com materiais similares no qual a interface não soldada das chapas deixa de ser plana e passa a apresentar uma curvatura para cima. Segundo a literatura [26], maiores tamanhos de cunha foram obtidos quando se aumentava a penetração na chapa inferior. Com isso, as profundidades de penetração nesse trabalho, sem penetração da camisa na chapa inferior, foram escolhidas de modo a diminuir esse elemento. De fato, como ilustrado na Figura 5.20 a altura da cunha é menor que 50 µm em todas as condições soldadas, levando a um máximo valor de  $h/t$  (tamanho da cunha dividido pela espessura da chapa) de aproximadamente 3%. Esse valor é pequeno comparado aos valores encontrados por Barros et al. [26] para chapas AA2198, no qual a condição que apresentou maiores valores de resistência ao cisalhamento a relação foi de aproximadamente 13%. Assim, a penetração da ferramenta apenas na chapa superior foi efetiva na produção de cunhas de menores tamanhos.

A cunha é encontrada na ZTMA e sua ponta coincide com o início da ZM, que é uma região totalmente soldada. Dessa maneira a cunha representa a transição entre uma região não soldada com uma região completamente soldada. A presença da cunha, mesmo pequena comparada à literatura, deteriora propriedades mecânicas das juntas soldadas, uma vez que a sua ponta age como um concentrador de tensão.

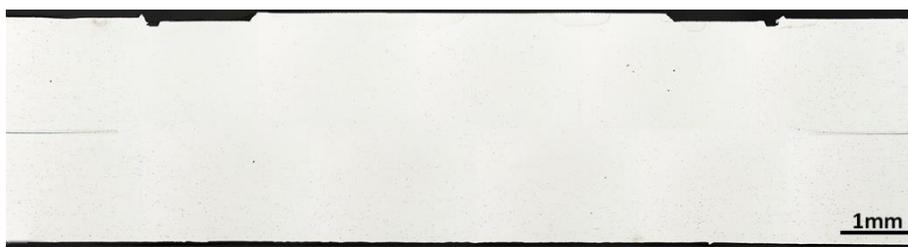


Figura 5.21 - Macrografia da solda FSpW sem ataque

O outro elemento observado é chamado de linha de união. Essa linha só é revelada após o ataque químico da amostra. Antes do ataque químico nada é observado, como mostrado na Figura 5.21. Além disso, essa linha se encontra dentro do botão de solda e consiste numa região totalmente soldada, sem a presença de vazios. Assim como em processos de FSW [82], essa linha de união é interpretada como resquícios de uma fina camada de óxido presente na superfície das chapas. Com o processo esse filme é quebrado, mas algumas partículas remanescentes são preferencialmente atacadas durante o ataque químico, revelando uma linha não contínua na macroestrutura. Quando a região de interface das chapas é fortemente unida, essa linha de união não parece afetar nas propriedades mecânicas das soldas, como será discutido posteriormente.

## 5.5 Análise preliminar do fluxo de material

Como discutido anteriormente, as soldas a ponto por fricção da liga AlMgSc apresenta algumas características e elementos microestruturais devido ao comportamento do material durante o processo. Dessa maneira, o entendimento do fluxo de material, que envolve a forma como o material se

movimenta durante o processo é, portanto, chave para a compreensão dos processos de soldagem baseados em fricção. Além disso, esse entendimento pode levar a otimização do design da ferramenta e obtenção de soldas com eficiências estruturais elevadas [19]. Assim, uma análise preliminar do comportamento do fluxo de material durante o processo de soldagem a ponto por fricção, baseado em observações da evolução da macroestrutura com a penetração da camisa, foi realizado nesse trabalho. É importante ressaltar que a avaliação e entendimento completo do fluxo de material envolve análises mais profundas da microestrutura e variação de outros parâmetros de soldagem, como velocidade de rotação, tempo e taxa de penetração, por exemplo.

Nesse sentido, a primeira análise foi realizada em duas chapas sobrepostas de AlMgSc, na mesma configuração utilizada para avaliação microestrutural e de propriedades mecânicas desse trabalho. Como já descrito na seção 4.7, o processo foi parado em 7 posições durante a penetração e retração da camisa, mantendo constante a velocidade de rotação e a taxa de penetração. As macroestruturas dessas etapas estão ilustradas na Figura 5.22. Os números na parte superior esquerda de cada figura corresponde à posição relativa da camisa com a superfície externa das chapas.

Em geral, em termos de contrastes nas figuras, uma deformação simétrica é formada ao redor da solda em todos os estágios do processo, sendo que essa deformação é muito maior que a profundidade de penetração da camisa. Isso mostra que não é necessário a camisa penetrar na chapa inferior para haver união das chapas, como foi mostrado nesse trabalho. Além disso, o tamanho e a forma da região amolecida não são alterados durante o estágio de retração da camisa.

A interface entre as chapas também pode ser observada durante todos os estágios do processo e coincide com a linha de união na solda finalizada. Ou seja, a linha de união pode ser interpretada como a interface entre material da chapa superior e inferior. Isso implica que mesmo a posição dessa linha se alterando durante o movimento da ferramenta, o fluxo de material na direção vertical durante o processo FSpW parece ainda ser fraco.

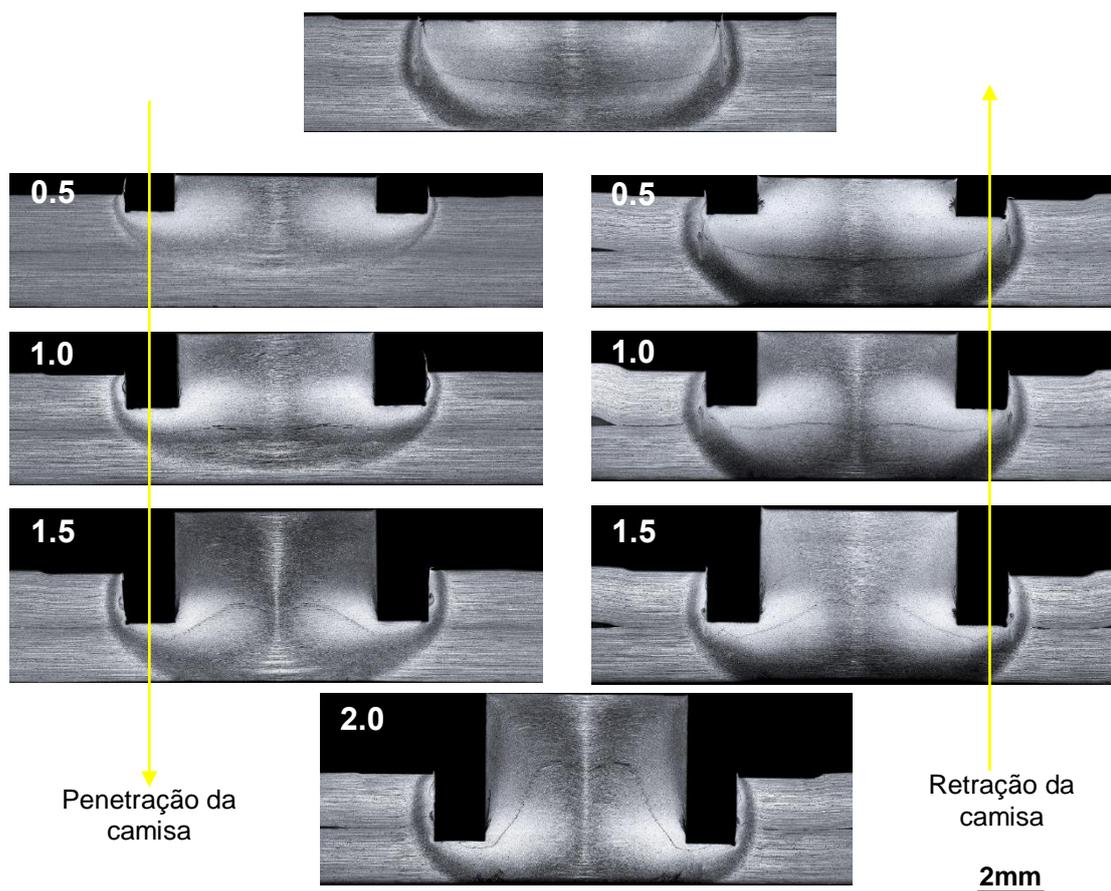


Figura 5.22 - Diferentes etapas do processo de soldagem mostrando o fluxo de material macroscópico, utilizando duas chapas similares. A profundidade da camisa quando o processo foi interrompido está escrita na figura correspondente.

Pequenas penetrações da camisa, como 0,5 mm, são suficientes para promover um pequeno amolecimento de material da chapa inferior, porém, a interface entre as chapas parece se manter inalterada e continua paralela com a superfície das chapas. Com o aumento da penetração, a deformação da linha aumenta, de forma a ficar mais curvada e descontínua. Isso acontece devido à maior mistura mecânica entre os materiais das chapas inferior e superior, levando a formação de uma união mais forte e efetiva entre as chapas. Dessa maneira, isso sugere que pequenas penetrações da camisa não promovem uma boa união da interface entre as chapas, podendo essas regiões serem mais favoráveis a propagação de trinca. Durante a parte final do processo, essa linha

de união tende a ficar cada vez mais côncava devido à compressão gerada pelo pino.

Por fim, pelo contraste presente nas figuras, parece que a região central da solda está sujeita a um cisalhamento menor que as outras partes da solda, durante todo o processo. Essa região central é mais influenciada pela compressão do pino que o cisalhamento promovido pela camisa.

Para uma melhor visualização do movimento dos materiais tanto horizontalmente quanto verticalmente, durante o processo FSpW foi realizado o mesmo procedimento descrito anteriormente trocando uma das chapas de AlMgSc por duas chapas de ligas de alumínio da série 5xxx, com a mesma espessura de 1,6 mm. Como os três materiais apresentavam diferentes comportamentos ao ataque químico, foi possível distinguí-los durante a evolução da formação da solda.

Na Figura 5.23, a solda foi produzida com a chapa superior de AlMgSc, e AA5083 e AA5052 compondo a chapa inferior. Esses materiais são cinza e branco, respectivamente, nas macrografias. A partir dessas análises é possível concluir que o fluxo de material na direção horizontal é intenso até mesmo na chapa inferior, mesmo sem a penetração da ferramenta.

A formação do elemento cunha durante o processo também é evidenciado nessa Figura 5.23. Durante a penetração da camisa, quando a profundidade de penetração é baixa, 0,5 mm, nenhuma evidência da formação da cunha pode ser observada. Quando essa profundidade aumenta para 1,0 mm, parte do material da chapa inferior é empurrado para cima e para fora do botão de solda, devido ao movimento rotativo da camisa. Com isso, a interface das chapas ao redor do botão de solda tende a se curvar ligeiramente para cima. Aumentando a profundidade de penetração para 1,5 mm (isto é, 0,1 mm a menos que a interface das chapas), essa curvatura se torna um pouco mais óbvia. Essa curvatura corresponde a cunha, já descrita nesse trabalho. A cunha é formada fora do botão de solda, bem próxima a região externa da camisa e o final da cunha coincide com o início do botão de solda. Isso mostra que não é necessário a camisa penetrar na chapa inferior para formação da cunha, uma vez que apenas a formação de material amolecido na chapa inferior e a rotação da

ferramenta com essa geometria promove uma curvatura da interface. Assim, é razoável afirmar a presença da cunha, mesmo que pequena em relação a outros trabalhos da literatura, em todas as soldas produzidas nesse trabalho.

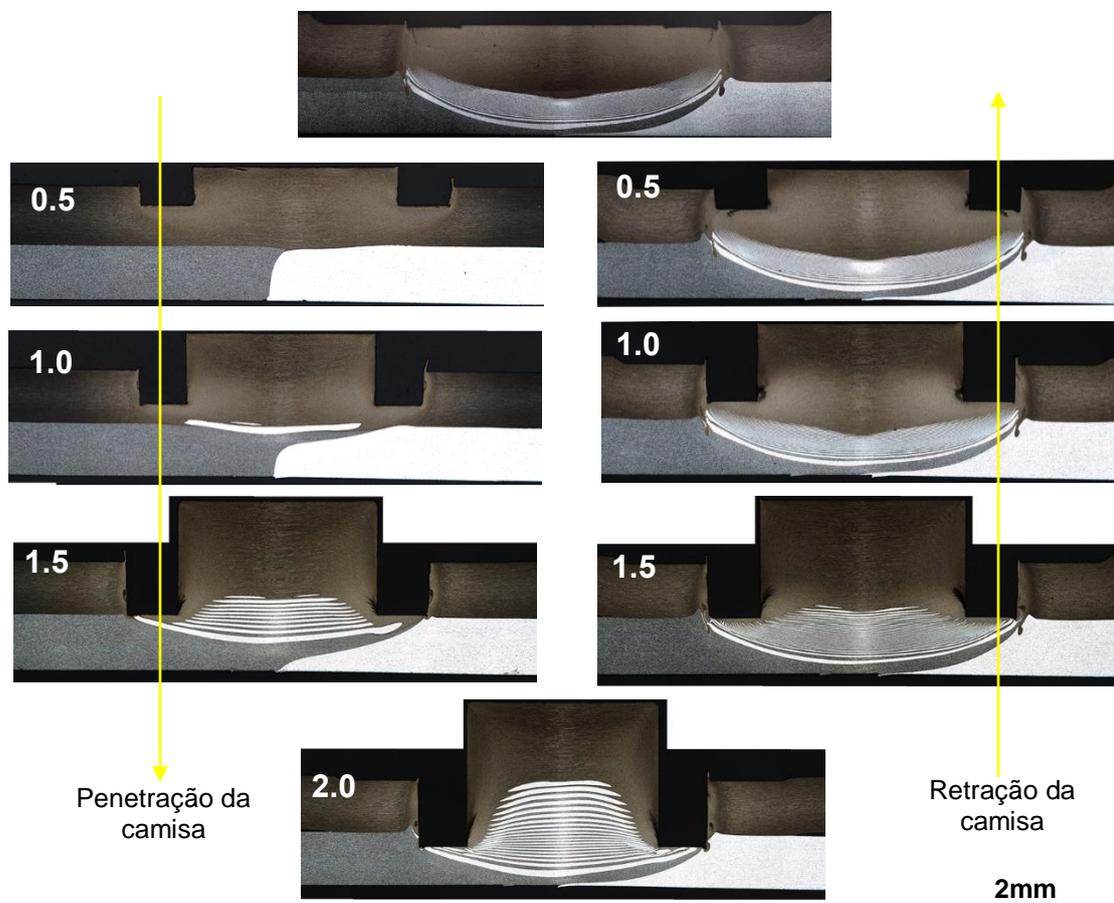


Figura 5.23 - Diferentes etapas do processo de soldagem mostrando o fluxo de material macroscópico, utilizando chapas dissimilares na parte inferior. A profundidade da camisa quando o processo foi interrompido está escrita na figura correspondente.

A máxima profundidade de penetração avaliada nessa etapa foi de 2,0 mm, que corresponde a uma penetração de 0,4 mm na chapa inferior. Nessa etapa a cunha se torna mais pronunciada, uma vez que a ferramenta promove ainda mais deformação na chapa inferior. Para melhor visualização, detalhes dessa região estão mostrados na Figura 5.24. É importante ressaltar que apenas a influência da profundidade de penetração foi avaliada nesse trabalho, e

Santana et al. [25] mostraram que maiores valores de velocidade de rotação levam a formação de cunhas maiores.

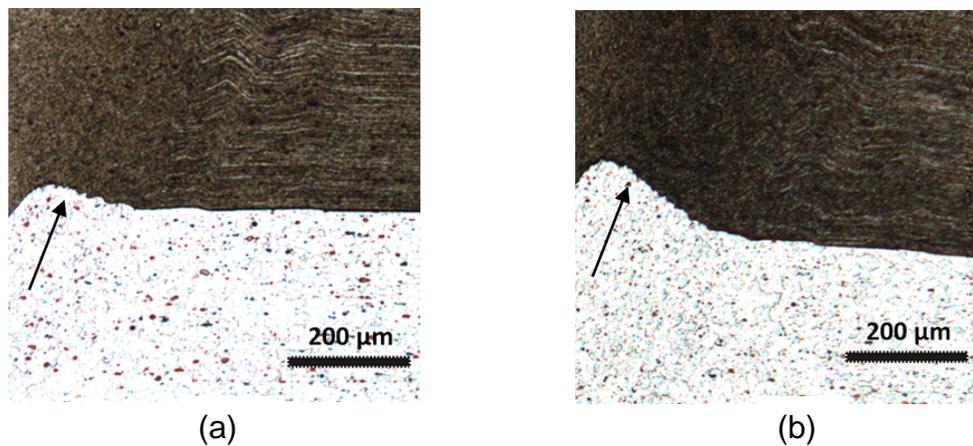


Figura 5.24 - Detalhes da formação da cunha (a) antes de penetrar na chapa inferior e (b) após penetrar na chapa inferior.

Durante a retração da camisa, em todas as posições analisadas, a cunha parece se manter inalterada (forma e tamanho) com a cunha formada na profundidade de penetração 2,0 mm. Assim, ao contrário do que muitos autores [38,83] mostraram na literatura, a formação da cunha se dá na etapa de penetração da camisa e não é influenciada durante a retração.

Esse estudo mostra que a formação da cunha é inerente ao processo de soldagem a ponto por fricção, devido ao movimento e geometria da ferramenta. Alterações na geometria da ferramenta poderiam levar a diferentes fluxos de materiais e, talvez, minimizar a formação da cunha.

Por fim, a outra configuração analisada é o oposto da utilizada na Figura 5.22, ou seja, AA 5052 e AA5083 compondo a chapa superior e AlMgSc posicionada na chapa inferior. Os resultados estão mostrados na Figura 5.25.

A partir desse resultado é possível confirmar que a região mais próxima da camisa é a que sofre maiores deformações, justificando o aumento do tamanho de grão da região mais externa do botão de solda para o centro, como mostrado na Figura 5.17. Além disso, outra vez fica evidenciado que há intensa mistura de material horizontalmente, sendo que essa mistura na chapa superior

é muito maior que na chapa inferior, uma vez que está sob efeito direto da movimentação da ferramenta.

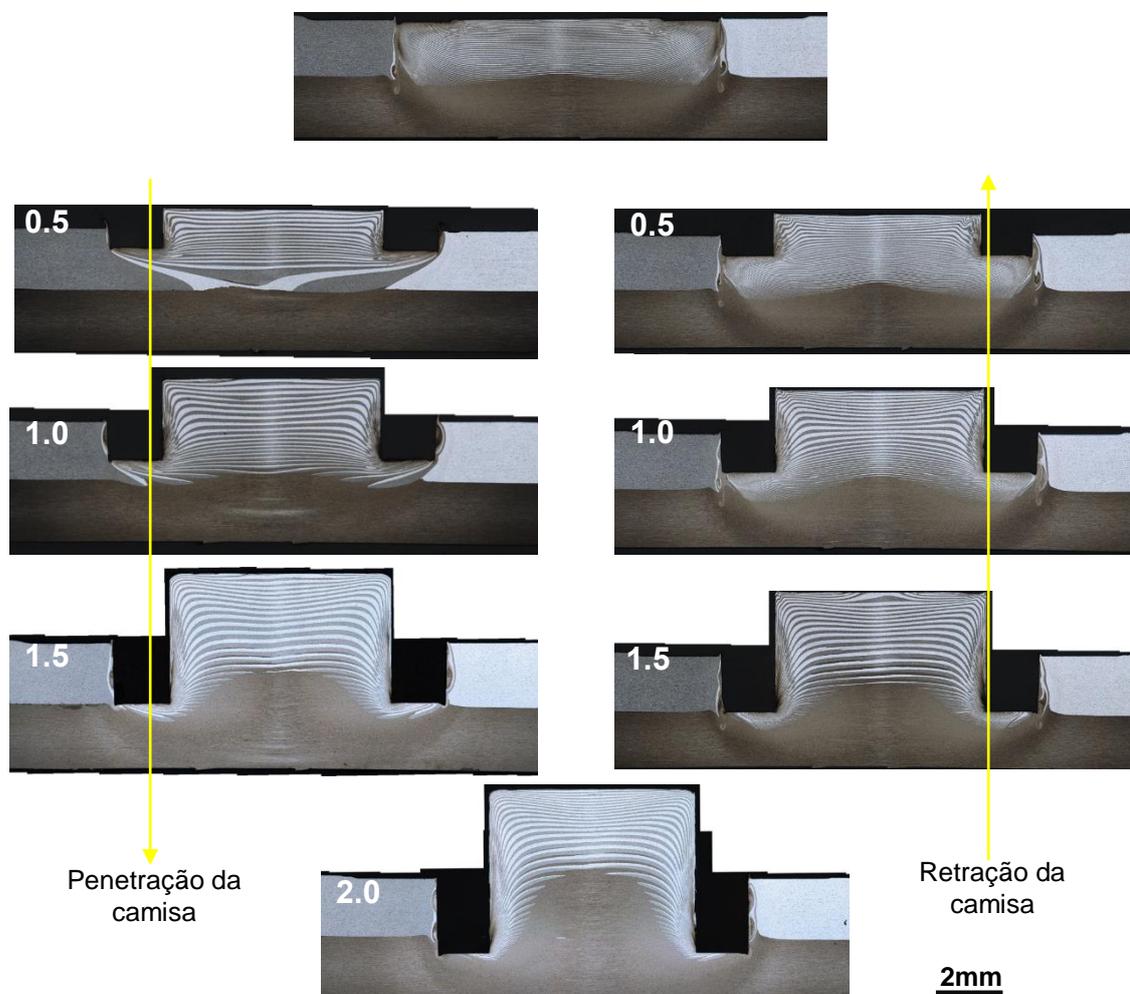


Figura 5.25 - Diferentes etapas do processo de soldagem mostrando o fluxo de material macroscópico, utilizando chapas dissimilares na parte superior. A profundidade da camisa quando o processo foi interrompido está escrita na figura correspondente.

A formação da região da gota, observada na seção anterior, também pode ser analisada. Essa região vertical e fina, em detalhe na Figura 5.26, compreende o material diretamente em contato com a superfície externa da ferramenta durante todo o processo e, portanto, sujeita a maiores deformações durante a formação da solda. Por isso, essa região é a que apresenta menores

valores de tamanho de grão, como observado anteriormente. Além disso, externamente a essa região se encontra a interface entre ZM e ZTMA.

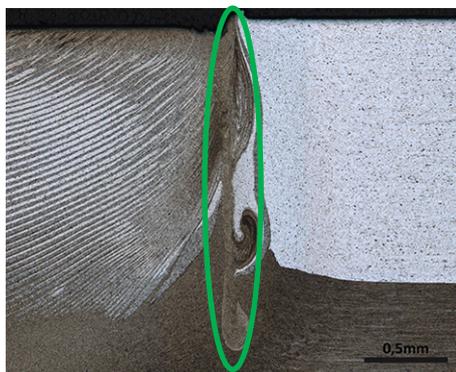


Figura 5.26 - Região da gota em detalhe.

Durante a retração da ferramenta, a região central da solda é comprimida e a região mais externa tende levemente a ir para cima, preenchendo o espaço da camisa. Isso pode ser a causa da sutil mudança na orientação dos grãos mostrada na Figura 5.17.

Por fim, foi realizada uma análise macrográfica vertical na amostra interrompida com penetração 2,0 mm. A Figura 5.27a compreende a região mais externa, que estava em contato com o pinho, enquanto as Figuras 5.27b e 5.27c representam as posições 1,25 mm e 2,5 mm abaixo dessa superfície externa.

A partir dessas Figura 5.27, é possível inferir que o material move da superfície interna da camisa para o centro em um movimento espiral na direção de rotação da ferramenta. Além disso, a região central da solda sofre uma deformação muito menor comparada à região mais próxima da camisa, uma vez que menor mistura de material é produzida. Quanto mais inferior é a posição em relação ao botão de solda (Figura 5.27b e 5.27c), menor é essa deformação no centro. Isso justifica a observação de grãos alongados que não sofreram recristalização no centro da solda, sendo mais pronunciados quanto mais distante da superfície superior é a análise. Finalmente, essa análise corrobora a hipótese do fraco fluxo de material na direção vertical durante o processo, uma vez que material da chapa inferior só encontrado nas posições mais inferiores, Figura 5.27c.

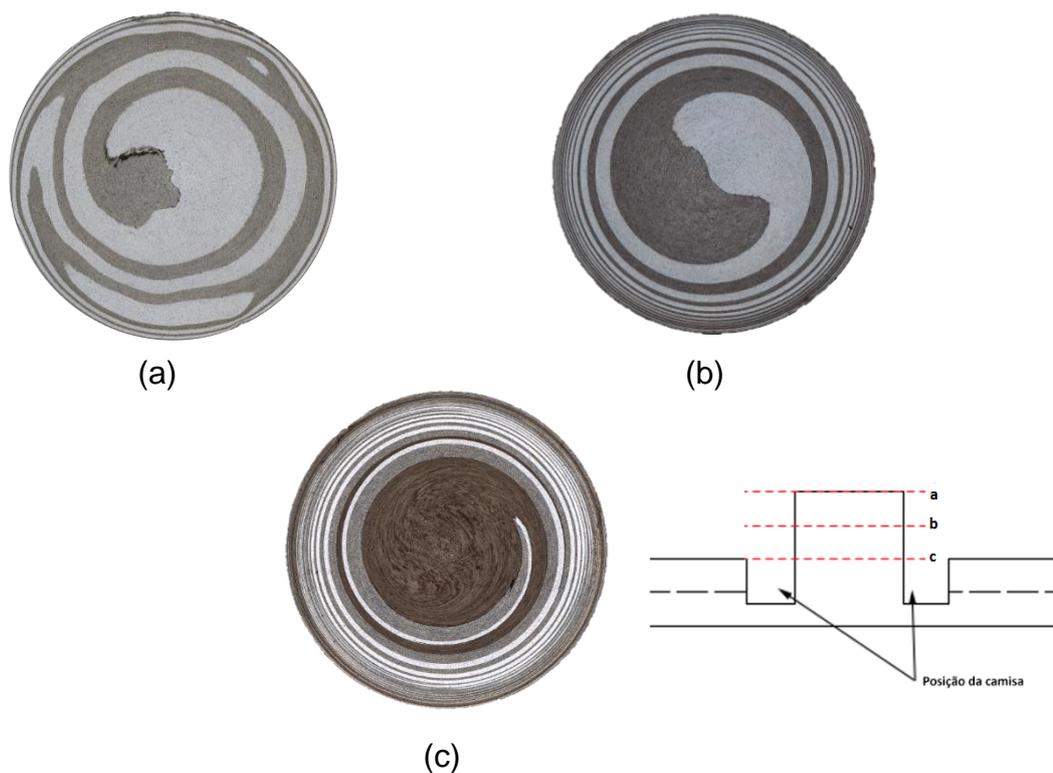
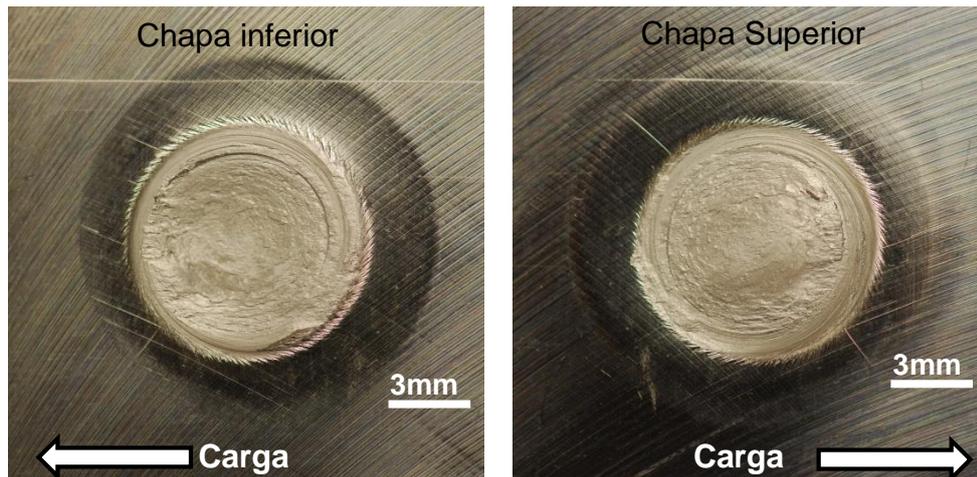


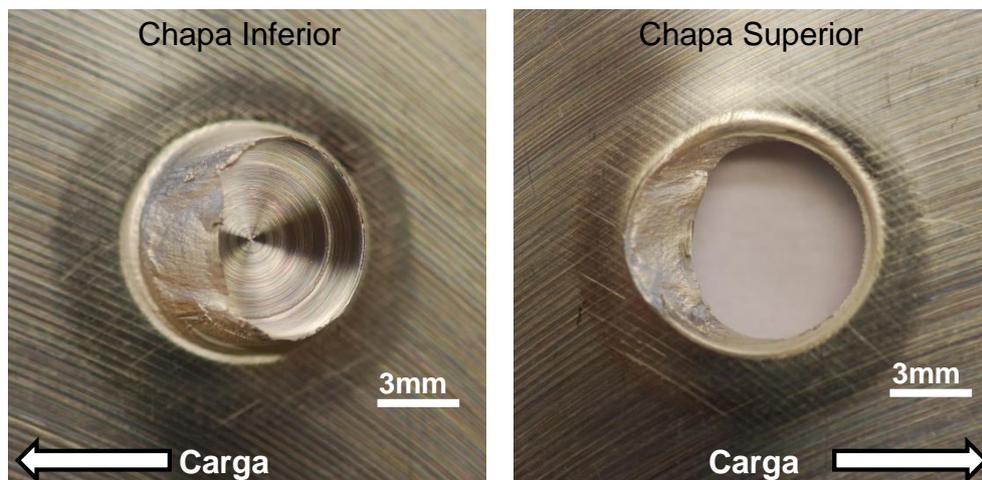
Figura 5.27 - Análise do fluxo de material vertical, na posição de penetração da camisa de 2mm: (a) na superfície externa em contato com o pino; (b) 1,25mm e (c) 2,5mm abaixo da superfície superior.

## 5.6 Fraturas em ensaios de cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento realizados nesse trabalho, os quais tem resultados descritos na Tabela 5.1 da seção 5.2, resultaram em dois tipos diferentes de fratura: através da solda e arrancamento, como mostrado nas Figuras 5.28a e 5.28b, respectivamente. O tipo arrancamento foi o mais comumente observado nesse estudo, tendo ocorrido em 84% de todas as soldas produzidas. Além disso, todas as condições de soldagem com profundidade de penetração da camisa de 1,4 mm e 1,6 mm fraturaram dessa maneira. Por outro lado, o tipo de fratura através da solda foi observado quando a profundidade de penetração da camisa foi 1,2 mm. Dessa maneira, observa-se que o modo de fratura tem forte correlação com a profundidade de penetração utilizada no processo de soldagem.



(a)



(b)

Figura 5.28 - Modos de fraturas em ensaios de cisalhamento: (a) através da solda e (b) arrancamento.

Para melhor entendimento das fraturas em relação ao botão de solda, as amostras fraturadas foram cortadas na seção transversal e observadas por microscopia ótica. A fratura através da solda está mostrada na Figura 5.29.



Figura 5.29 - Seção transversal de uma solda fraturada através do botão de solda, indicando a propagação da trinca através da linha de união.

Como observado na Figura 5.29, a propagação da trinca se dá no centro da zona de mistura em um plano paralelo a interface das chapas e à tensão aplicada, ao longo da linha de união. Como já discutido, a fratura através da solda está relacionada a pequenas profundidades de penetração, o que sugere que essa condição não promove uma ligação entre as chapas forte o suficiente para evitar a propagação da trinca através da linha de união. Isso pode ser observado na análise de fluxo de material discutida na seção anterior, mostrada na Figura 5.22. Quanto maior a profundidade de penetração, maior a deformação da interface entre as chapas, maior é o fluxo de material na direção vertical e, conseqüentemente, maior é a mistura mecânica, de modo que essa região fique fortemente unida.

O aspecto microscópico da região fraturada está mostrado na Figura 5.30. A Figura 5.30a permite uma visualização completa da fratura. Ao redor da fratura é possível observar uma deformação no sentido horário, que ocorre devido ao movimento da ferramenta. Entretanto, na parte inferior dessa região, indicado por uma seta amarela na Figura 5.30a, apresenta uma certa descontinuidade e o aspecto dessa região é diferente do observado ao redor da solda. Isso é uma possível indicação do local de início da fratura, uma vez que o início da formação da trinca modificou o aspecto original da região. Esse local corresponde à região da cunha, sendo a transição da região não soldada com a região soldada.

Ao longo de toda a região fraturada são observados a presença de alvéolos parabólicos amassados, Figura 5.30b, característicos de carregamento de cisalhamento. A presença desses alvéolos indica a ocorrência de deformação plástica e fratura dútil.

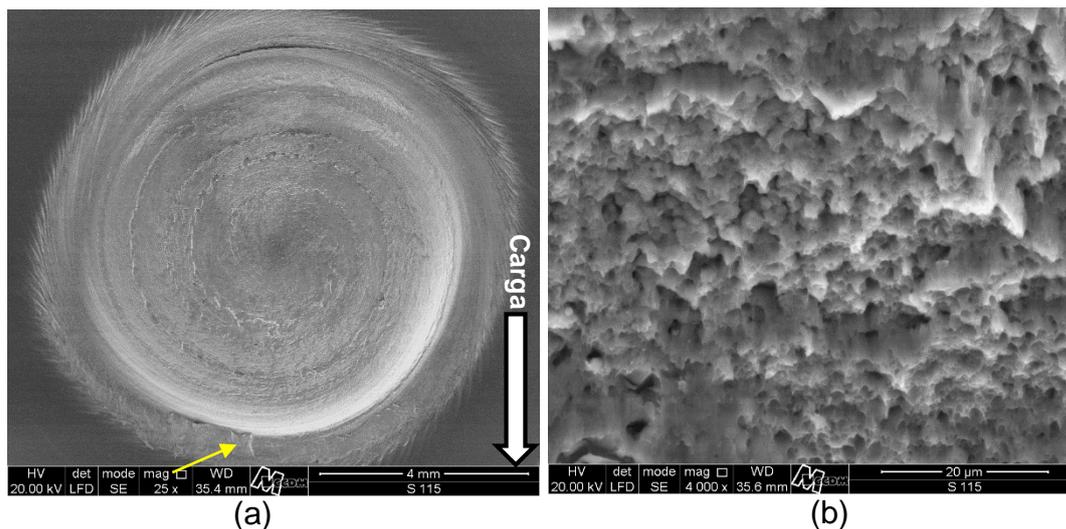


Figura 5.30 - Superfícies de fratura por MEV do tipo cisalhamento; (a) visão superior com indicação do início da trinca; (b) presença de alvéolos alongados.

Para a análise da fratura do tipo arrancamento, o ensaio de cisalhamento foi interrompido antes da completa separação dos corpos de prova, mas após considerável decréscimo da carga de cisalhamento. Dessa maneira, observando a seção transversal desse corpo de prova é possível entender como a fratura se desenvolveu, Figura 5.31.

Nesse caso, a trinca também se inicia na região da cunha, como no caso anterior. Através da análise de elementos finitos, Campanelli et al. [27] mostraram que essa região está sujeitas a tensões trativas e que a ponta da cunha age como concentradores de tensão. Entretanto, diferentemente da fratura através da solda, durante a fratura por arrancamento a trinca circunferencial se propaga de maneira perpendicular à superfície das chapas, verticalmente à aplicação da carga, atingindo a superfície superior da solda. Essa região preferencial de propagação da trinca corresponde às proximidades da interface entre a ZM e a ZTMA, ao redor da região da gota. A partir de então, a trinca propaga ao longo da periferia da solda. Com a evolução da trinca, o corpo de prova fica desalinhado e sujeito à flexão, induzindo a propagação final da trinca através da zona de mistura, como pode ser observado no lado esquerdo da Figura 5.31, levando à separação completa do corpo de prova. É importante ressaltar que quando essa propagação final da trinca através do botão de solda

ocorre, a carga durante o teste já é bem baixa. Como consequência da evolução da fratura, o botão de solda permanece ligado por inteiro à chapa inferior.

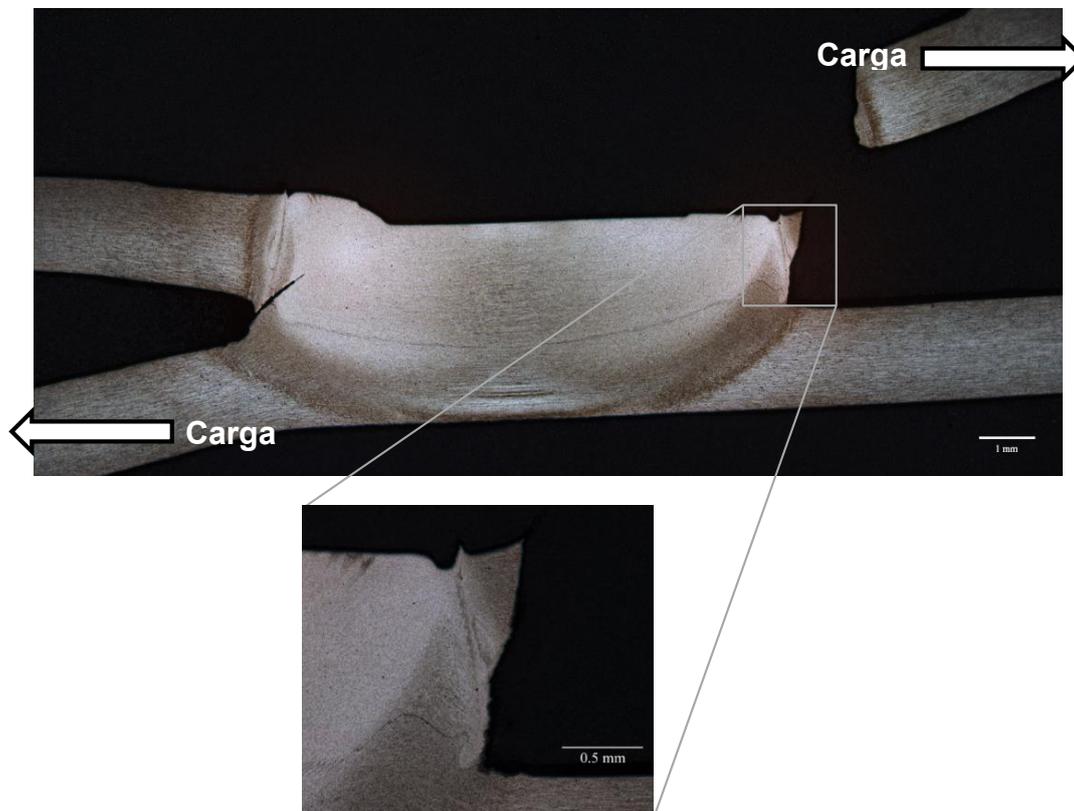


Figura 5.31 - Seção transversal de uma solda fraturada tipo arrancamento antes de total fratura do corpo de prova. No detalhe, região de início e propagação da trinca.

Na fratura do tipo arrancamento, a linha de união se mostra como uma região resistente da solda. Por outro lado, a região da gota mostra ser uma parte mais fraca da solda, uma vez que a propagação ocorre nessa região. Como já discutido anteriormente, a região da gota representa a fronteira entre a ZM, com grãos muito finos, e ZTMA com a presença de grãos alongados e alguns recristalizados. Devido à essa diferença microestrutural entre essas regiões, a propagação da trinca é favorecida.

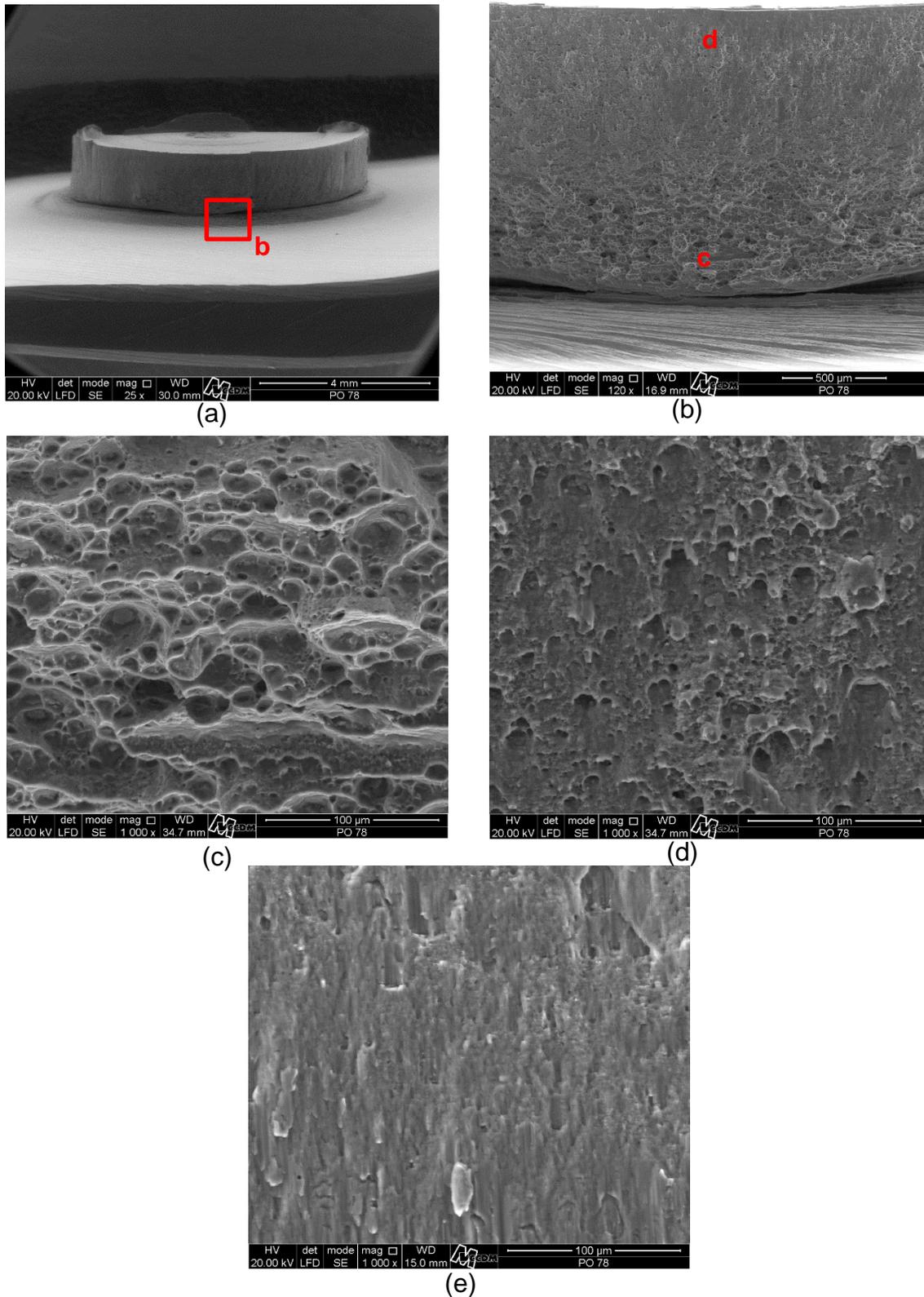


Figura 5.32 - Superfícies de fratura por MEV do tipo arrancamento: (a) visão geral da região do botão de solda fraturado (b) região b destacada pelo quadrado em (a) do início da fratura ao redor do botão de solda; (c) região c em

(b) com a presença de alvéolos esféricos; (d) região d em (b) com a presença de alvéolos parabólicos; (e) região final da fratura, dentro da ZM, com a presença de alvéolos parabólicos.

As fractografias da fratura arrancamento estão mostradas na Figura 5.32. A Figura 5.32a mostra uma visão geral do botão de solda fraturado e a Figura 5.32b o local de início da fratura. O início da fratura é caracterizado pela presença de alvéolos equiaxiais, típicos de carregamento de tração, Figura 5.32c. Com a evolução da fratura, o estado de tensão vai se alterando e a fratura passa a apresentar alvéolos parabólicos amassados, Figura 5.32d, na região da espessura da chapa, que são típicos de carregamento de cisalhamento. Por fim, na região final da fratura, que se deu dentro de ZM, Figura 5.32e, também são observados alvéolos parabólicos, porém mais deformados que em (d).

Fraturas através da solda estão associadas a baixas cargas de fratura em cisalhamento e valores de ductilidade moderados. Já fraturas do tipo arrancamento apresentam maiores valores tanto de carga de ruptura quanto de ductilidade e tenacidade. O comportamento carga *versus* deslocamento dos corpos de prova que apresentaram os dois tipos de fratura está ilustrado na Figura 5.33.

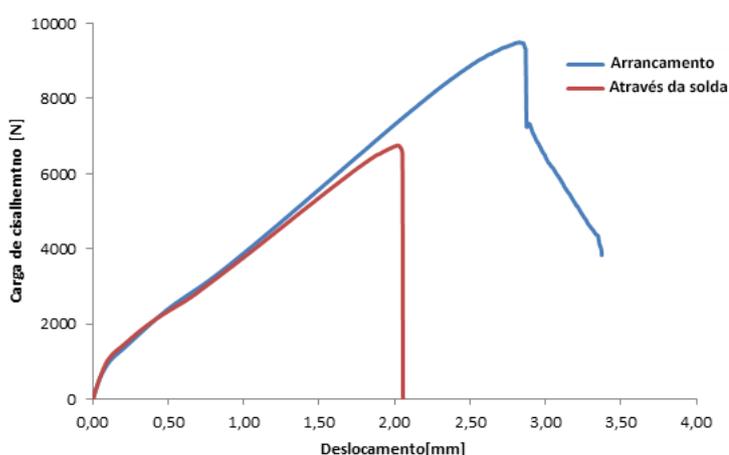


Figura 5.33 - Carga versus deslocamento para os dois tipos típicos de fratura observados durante ensaios estáticos.

## 5.7 Ensaios de fadiga

Como mencionado anteriormente, testes de fadiga foram realizados apenas para a solda otimizada pelo método Taguchi. A escolha das cargas para realização dos ensaios de fadiga se baseou no resultado dos ensaios estáticos de cisalhamento das juntas soldadas, no qual se obteve uma carga de cisalhamento máxima de  $9,34\text{kN}\pm 0,23$ . As tensões foram calculadas considerando a área da região soldada igual a  $63,6\text{mm}^2$ . A Tabela 5.6 mostra as diferentes cargas utilizadas no teste e suas correspondentes tensões, bem como o número de ciclos até a fratura e o modo de falha obtido.

Com os dados da Tabela 5.6, e utilizando as Eq. (4.1) a (4.4) descritas na seção 4.8.1, é possível levantar os gráficos de Weibull para todos os quatro níveis de tensão que apresentaram ruptura das juntas soldadas, mostrados na Figura 5.34.

Tabela 5.6 - Resultados dos testes de fadiga para a junta de AlMgSc por FSpW.

%Carga de ruptura em cisalhamento	$S_{\max}$ (MPa)	$S_{\min}$ (MPa)	$\Delta S$ (MPa)	$S_a$ (MPa)	R	Ciclos	Modo de falha
25	36,7	3,67	33	16,5	0,1	19943	S
	36,7	3,67	33	16,5	0,1	22757	S
	36,7	3,67	33	16,5	0,1	26071	S
20	29,4	2,94	26,4	13,2	0,1	33997	S
	29,4	2,94	26,4	13,2	0,1	34548	S
	29,4	2,94	26,4	13,2	0,1	36533	S
15	22	2,2	19,8	9,9	0,1	71575	S
	22	2,2	19,8	9,9	0,1	103140	S
	22	2,2	19,8	9,9	0,1	129610	S
10	14,7	1,47	13,2	6,6	0,1	737152	I
	14,7	1,47	13,2	6,6	0,1	659242	I
	14,7	1,47	13,2	6,6	0,1	664582	S
7,5	11	1,1	9,9	5,0	0,1	>2000000	-

S – falha na chapa superior; I – falha na chapa inferior

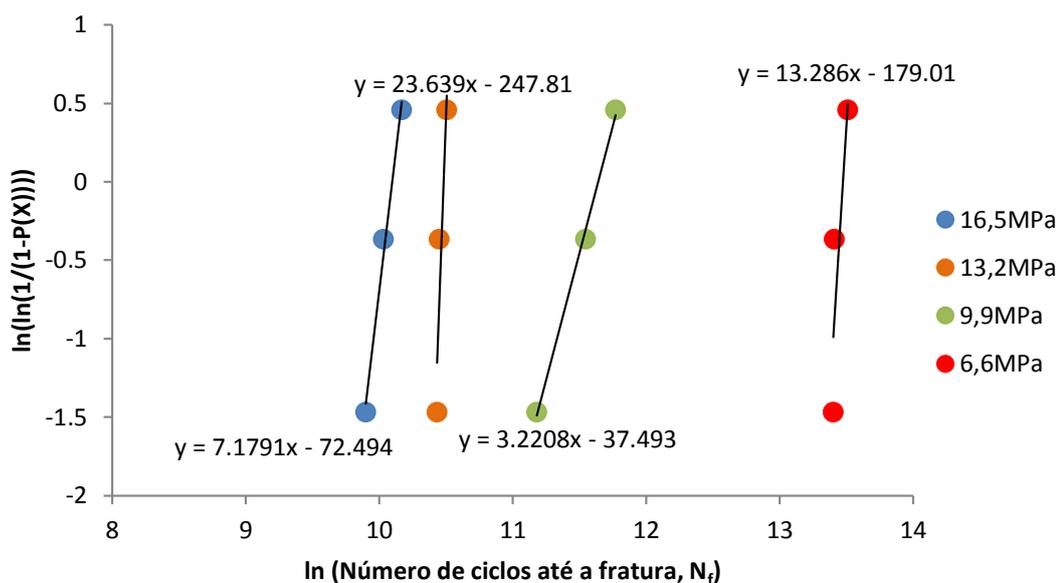


Figura 5.34 - Gráficos da distribuição de Weibull para os quatro níveis de amplitude de tensão.

Assim, como descrito na seção 4.8.1, a partir desses gráficos é possível obter os parâmetros  $\alpha$  e  $\beta$  de Weibull, uma vez que o coeficiente angular é dado por  $\beta$  e o coeficiente linear  $-\beta \ln(\alpha)$ . Os parâmetros, bem como o tempo médio para fratura de Weibull (calculado pela Eq. (4.5)) estão descritos na Tabela 5.7.

Tabela 5.7 - Parâmetros  $\alpha$  e  $\beta$  e tempo médio para fratura de Weibull.

Nível de tensão	Parâmetro de escala ( $\alpha$ )	Parâmetro de forma ( $\beta$ )	Tempo médio para fratura de Weibull
16,5 MPa	25852,6	7,18	24215
13,2 MPa	35706,9	23,64	34896
9,9 MPa	113875,1	3,22	102024
6,6 MPa	710398,4	13,29	683261

Dessa maneira, é possível construir a curva S-N para essas soldas, mostrada na Figura 5.35, bem como determinar a equação dessa curva (Eq. 5.2). O elevado  $R^2=0,9723$  obtido com o ajuste dos dados à uma curva de potência indica que a regressão é adequada para os dados e, conseqüentemente, apropriado para uma previsão da vida em fadiga das amostras.

$$Sa = 210,6(N_f)^{-0,26} \quad (5.2)$$

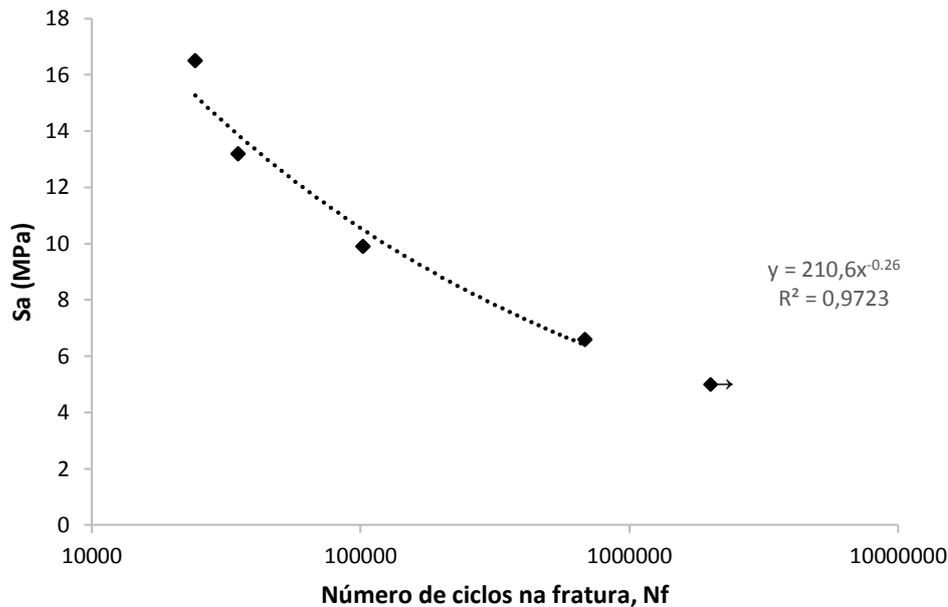


Figura 5.35 - Curva S-N para as juntas de AlMgSc soldadas a ponto por fricção (FSpW).

A partir dos dados experimentais acima, é possível observar que o limite de fadiga se encontra entre 5,0 MPa e 6,6 MPa, em termos de amplitude de tensão, sendo estimado em 5,8 MPa pela equação (5.2). Esse carregamento corresponde à aproximadamente 9% da resistência da solda em ensaios estáticos. Esse valor foi próximo do obtido por Effertz et al. [42] em ligas AA7075, 10% da carga de cisalhamento, porém inferior aos 15% da carga de cisalhamento obtidos por Plaine et al. [43] em soldas dissimilares de AA5754/Ti6Al4V. Assim, como discutido por Effertz et al. [42], as soldas não se mostraram seguras para utilização em solicitações cíclicas que envolvem cargas elevadas.

Finalmente, levantou-se as curvas S-N para vários níveis de confiabilidade, ou também chamados de probabilidade de sobrevivência: 10%, 50%, 90% e 95%, mostrados na Figura 5.36. Semelhante à curva da Figura 5.35 acima, todas as curvas apresentaram um bom ajuste aos dados experimentais, apresentando elevados  $R^2$ , de 0,9516 a 0,9723. Essas curvas são importantes, pois permitem a obtenção de uma vida em fadiga para diversos níveis de confiabilidade, que podem variar de acordo com o projeto. Projetos que exigem

maior confiabilidade, como pode ser o caso de projetos aeronáuticos, elevados níveis de confiabilidade e segurança são requeridos, já que garantem maiores probabilidades de sobrevivência. Isso acontece pois quanto maior o nível de confiabilidade, menor é a vida em fadiga para uma determinada tensão, assegurando maiores probabilidades de sobrevivência das soldas.

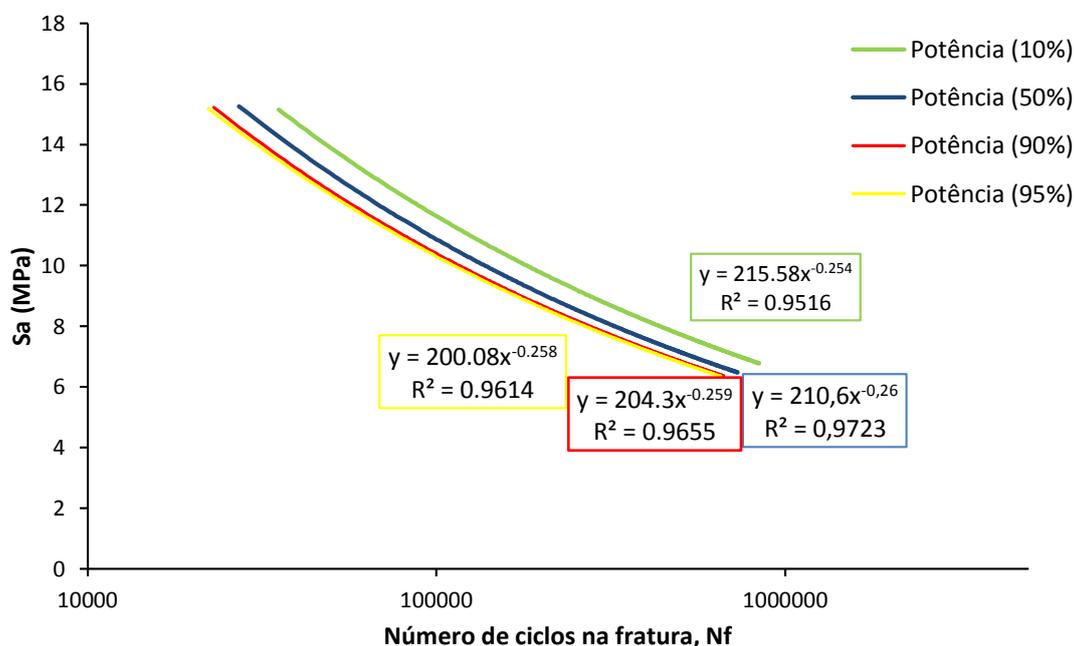


Figura 5.36 - Curvas S-N para diversos níveis de confiabilidade.

## 5.8 Fraturas em ensaios de fadiga

Conforme mostrado na Tabela 5.6, as soldas analisadas nesse trabalho apresentaram dois modos de fratura quando solicitadas sob carregamentos cíclicos: pela seção transversal da chapa superior (S) e pela seção transversal da chapa inferior (I). Esses dois modos de fratura estão ilustrados nas Figuras 5.37a e 5.37b, respectivamente. A fratura na seção transversal da chapa superior (S) foi observada para todos os níveis de tensão estudados, enquanto a fratura na chapa inferior (I) ocorreu apenas no nível de tensão mais baixo (6,6 MPa), em duas das três amostras ensaiadas.

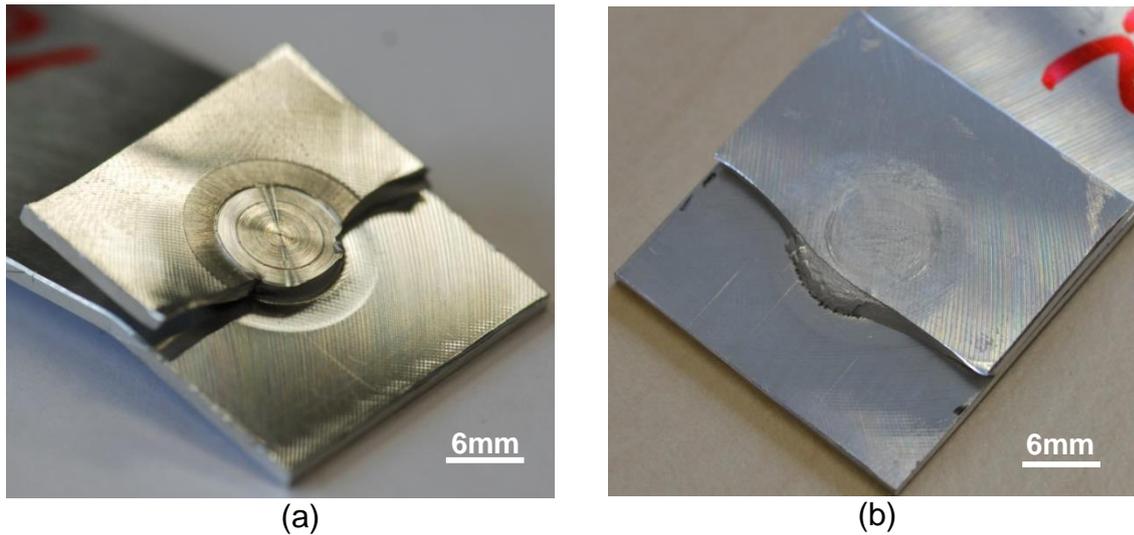


Figura 5.37 - Modos de fratura em ensaios de fadiga: (a) através da chapa superior; (b) através da chapa inferior.

A Figura 5.38 apresenta a seção transversal de uma amostra que foi ensaiada em níveis de carregamento mais baixos e teve seu ensaio interrompido antes da fratura do corpo de prova. Essa figura auxilia na compreensão da nucleação e propagação da trinca de fadiga.



Figura 5.38 - Macrografia da seção transversal de um corpo de prova testado em fadiga antes da fratura total.

Duas trincas podem ser observadas na Figura 5.38: uma propagando na chapa superior em direção a superfície externa (“lado direito”) e outra se propagando na chapa inferior (“lado esquerdo”). Esse comportamento está em concordância com a análise de elementos finitos para soldas a ponto por fricção realizada por Campanelli et al. [27], mostrado na Figura 3.6, uma vez que as trincas se iniciaram em locais com tensões trativas ao redor da solda. No “lado

direito” a tensão é concentrada na ponta da cunha, enquanto do “lado esquerdo” a ponta da cunha está em compressão, de modo a iniciar ligeiramente distante dessa ponta.

Como pôde ser observado, a maioria das fraturas ocorrem na chapa superior, indicando maior ocorrência de nucleação e propagação da trinca no “lado direito”. Tal comportamento é resultado do efeito combinado da cunha, que age como concentrador de tensão, e do efeito metalúrgico associado a interface da ZM e ZTMA. Na chapa inferior, a trinca deve-se propagar no material de base, que é mais resistente à propagação.

Além disso, devido à sollicitação do ensaio e a geometria do corpo de prova, há uma flexão induzida no sistema. Adib et al. [84] atribuíram as tensões de flexão à excentricidade típica das juntas pontuais sollicitadas em tração e verificaram que a distribuição de tensão é de fato uma combinação dos componentes axiais e de flexão. Essa flexão corresponde a uma flexão fora do plano e é agravada com a propagação da trinca. Dessa maneira, o estado de tensão vai se alterando e se tornando mais complexo à medida que a fratura de se desenvolve.

Uma visão geral do modo de fratura através da chapa superior (S) é mostrado na Figura 5.39. As setas na Figura 5.39 indicam a nucleação e propagação da trinca. Para esclarecer os detalhes da fratura, a análise por MEV foi realizada nas regiões (a) a (g), Figura 5.40. A fratura na chapa inferior (I) apresentou aspecto semelhante à superfície de fratura na chapa superior (S) e, por isso, apenas a última será mostrada nesse trabalho.

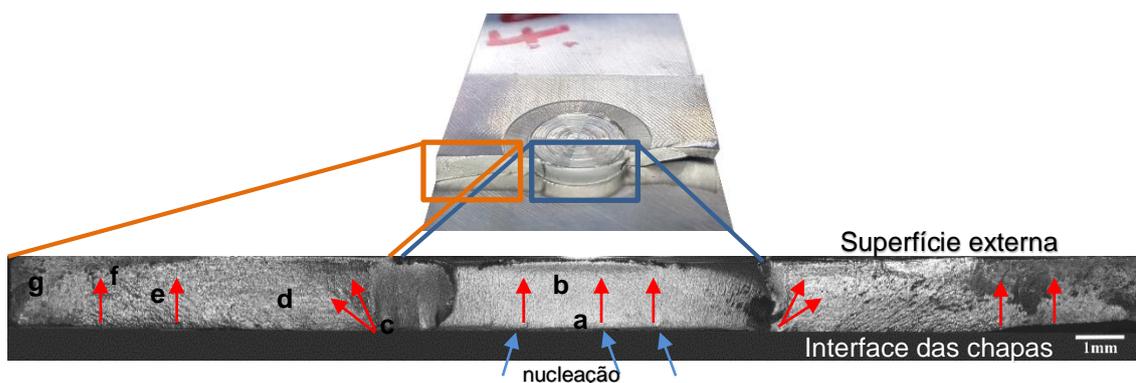
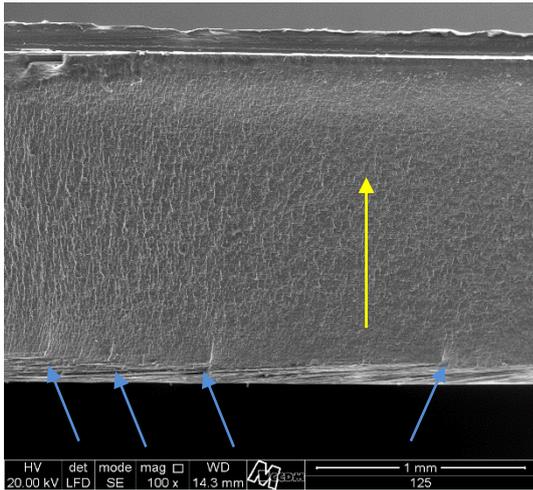
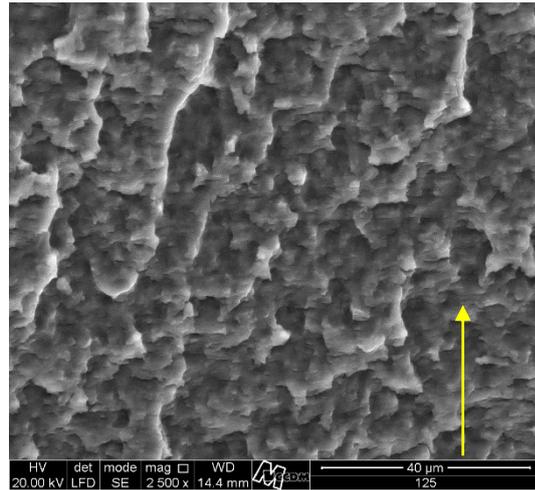


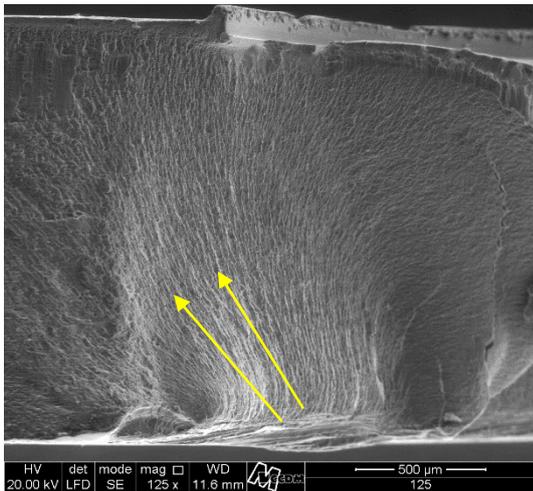
Figura 5.39 - Visão geral da fratura por fadiga na chapa superior (S).



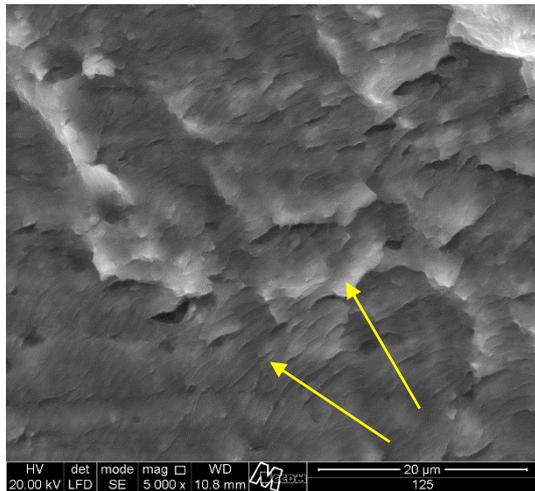
(a)



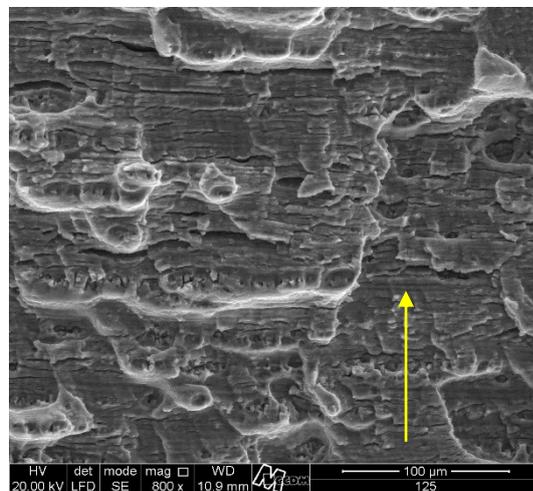
(b)



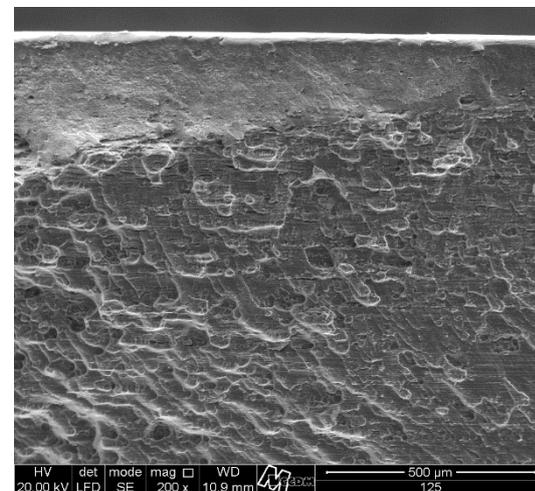
(c)



(d)

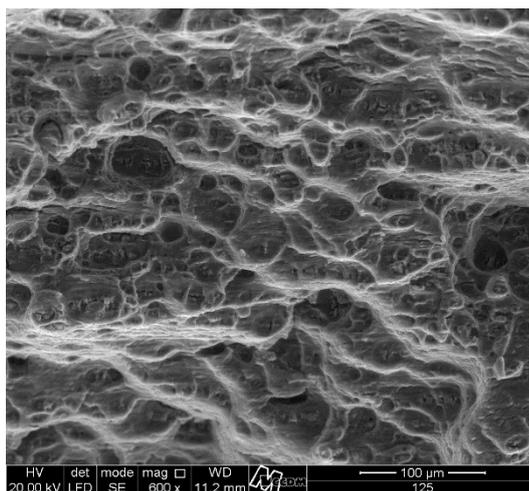


(e)



(f)

(continua)



(g)

Figura 5.40 - Superfícies de fratura de fadiga por MEV: (a) presença de degraus na interface entre as chapas (pontos de nucleação de trinca de fadiga); (b) estrias de fadiga na periferia da solda; (c) região de transição entre a periferia da solda e a largura da chapa; (d) e (e) estrias de fadiga na região da largura da chapa; (f) transição para região do *shear lip*; (g) alvéolos na região do *shear lip*. As setas amarelas indicam a direção de propagação da trinca.

A Figura 5.40a mostra a presença de alguns degraus próximos a interface das chapas, indicados pelas setas azuis na região inferior da figura. A presença desses degraus revela a existência de múltiplos locais de início de nucleação de trincas de fadiga, devido a regiões sujeitas a tensões de tração na periferia da solda. Assim como foi mostrado para fratura tipo arrancamento em ensaios estáticos, após a nucleação da trinca, ela se propaga na espessura da chapa, em região próxima à interface ZM/ZTMA, revelado na Figura 5.38. Essa região de propagação da trinca, Figura 5.40b, é caracterizada pela presença de estrias de fadiga que não são nitidamente visíveis, característica de estrias frágeis. A posição dessas estrias confirma a propagação da trinca verticalmente em direção à superfície externa da solda (direção y) perpendicular à tensão aplicada, ao longo de toda a periferia do botão de solda.

A região da Figura 5.40c corresponde à transição da propagação da trinca ao redor da periferia da solda para a largura da chapa. O padrão das estrias é

mantido e indica que a propagação da trinca também se dá a partir da interface das chapas, na região da cunha e transição da região soldada e não soldada, para a superfície externa da chapa superior. Isso é confirmado na Figura 5.41 pela orientação das marcas de praia observadas nessa região, indicadas pela seta. Esse comportamento da trinca é consequência da flexão fora do plano presente no sistema.

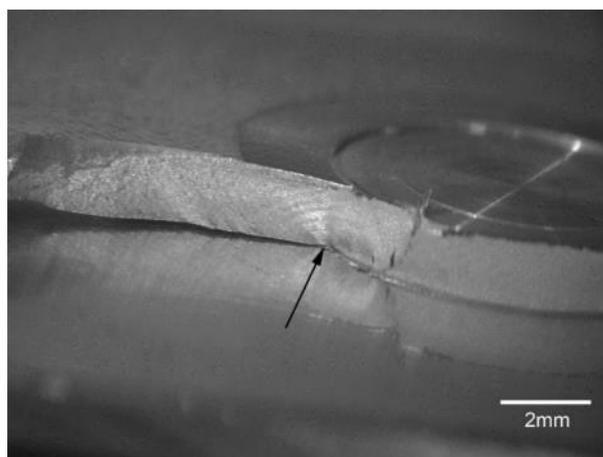


Figura 5.41 - Marcas de praia observadas na fratura.

Finalmente, a região fraturada no metal base (largura da chapa) também exibe estrias de fadiga, como mostrado na Figura 5.40d. A posição dessas estrias indicam que a direção de propagação nessa região tem componentes na direção  $y$  e  $z$ , indicadas pela seta na figura. Entretanto, a propagação na Figura 5.40e volta a ocorrer apenas na direção  $y$ , sugerindo que outra trinca nucleou entre as posições (d) e (e) e propagou, também, em direção a superfície externa da chapa. A fratura mostra a presença de estrias de fadiga até uma transição para fratura com características de fratura dúctil, próximo a parte superior da fratura. Essa região é conhecida como *shear lips*, uma região inclinada nominalmente  $45^\circ$  em relação ao plano da fratura. Essa região é composta por alvéolos, Figura 5.40g, indicando comportamento dúctil.

A propagação dessas trincas durante solicitações cíclicas levou a formação de estrias em toda a superfície, indicando que o mecanismo de crescimento da trinca foi o mesmo independente da região microestrutural. Além disso, isso também mostra que a propagação da trinca de fadiga não se tornou

instável antes da fratura, sendo um indicativo da alta tenacidade a fratura da liga AlMgSc utilizada nesse trabalho, que é maior que ligas tradicionais de Al-Cu 2024-T351 [6].



## 6 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos nesse trabalho apontaram que o processo de soldagem a ponto por fricção (FSpW) tem se mostrado adequado para a produção de juntas similares da liga AlMgSc. Além disso, algumas conclusões puderam ser obtidas nesse trabalho:

- A utilização do planejamento estatístico de experimentos utilizando o método Taguchi foi satisfatória na análise da influência dos parâmetros de processo na resistência mecânica das soldas produzidas nesse trabalho. Entretanto, a previsão da condição otimizada pelo método Taguchi apresentou um desvio da condição otimizada real do processo no parâmetro profundidade de penetração. Essa diferença pode ter ocorrido pois o método Taguchi não considera a interação entre os fatores estudados.
- A resistência das soldas em ensaios estáticos aumenta com a diminuição da velocidade de rotação e aumento da profundidade de penetração. O tempo de penetração não apresentou influência significativa na resistência das soldas.
- A combinação de parâmetros definida como condição otimizada, que maximizou carga de cisalhamento das juntas, foi: 1000 rpm de velocidade de rotação, 1,4 mm de profundidade de penetração e 1 s de tempo de penetração. A carga de ruptura obtida nessa condição de soldagem foi 9,34 kN.
- As juntas de AlMgSc soldadas nesse trabalho apresentam valores de carga de cisalhamento cerca de 2 a 3 vezes maiores que a especificação da AWS para soldas a ponto por resistência de ligas de alumínio para aplicações aeroespaciais. Além disso, esses valores de carga de cisalhamento das juntas AlMgSc são superiores aos observados para soldas FSpW de liga AA2198 de mesma espessura.
- A microestrutura da zona de mistura é majoritariamente composta por grãos equiaxiais muito refinados decorrentes do processo recristalização dinâmica que ocorreu nessa região. Todavia, na região central da solda são encontrados alguns grãos alongados e deformados, indicando a

ocorrência de recristalização parcial nesse local. Variações sutis na orientação cristalográfica dos grãos e no tamanho de grão parecem ser os responsáveis pela presença de alguns contrastes na macrografia e são decorrentes de diferenças na deformação e/ou fluxo de material na solda.

- Observou-se a presença dos elementos cunha e linha de união para todas as condições de processo utilizadas nesse trabalho, mesmo sem a penetração da ferramenta na chapa inferior. A formação desses elementos está diretamente ligada ao fluxo de material durante o processo.
- Dois modos de falha foram obtidos em ensaios de cisalhamento: através da solda e arrancamento. Em ambos os casos a trinca se iniciou na descontinuidade cunha, sendo este um concentrador de tensão. O modo de falha através da solda está associado a pequenas profundidades de penetração que, como não são capazes de promover uma elevada mistura mecânica e uma ligação efetiva entre as chapas, faz com que a trinca se propague na linha de união dentro do botão de solda. Maiores valores de profundidade de penetração levam ao modo de fratura tipo arrancamento. Nesse caso, a interface entre as chapas está resistente à propagação da trinca e essa se dá nas proximidades da interface ZM/ZTMA contornando o botão de solda. Os dois modos de fratura apresentam aspectos de fratura dútil, com a presença de alvéolos, com diferentes aspectos, na superfície de fratura.
- Embora a resistência estática apresentada encontre-se em um nível superior ao de outras juntas a ponto, a resistência à fadiga das juntas soldadas foi pouco satisfatória apresentando um desempenho inferior ao de outras juntas soldadas por FSpW;
- Uma elevada vida em fadiga (maior que  $10^6$  ciclos) foi obtida com carregamento correspondente a aproximadamente 9% da resistência obtida em ensaios estáticos. Baseado nas análises obtidas, a propagação da trinca de fadiga induz um estado de tensão complexo no corpo de prova dificultando o cálculo de previsão de vida das soldas. O mecanismo de crescimento da trinca de fadiga envolveu a presença de estrias em

quase toda a superfície de fratura. Isso mostra que não houve propagação instável da trinca, sugerindo elevada tenacidade a fratura do material.



## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como demonstrado neste trabalho, a união da liga AlMgSc pela da técnica de soldagem a ponto por fricção (FSpW) foi realizada de maneira satisfatória. Porém, outros estudos podem ser realizados para um maior desenvolvimento acerca do tema em questão, conforme sugestões abaixo:

- Avaliar o comportamento dos precipitados  $Al_3Sc$  durante o processo de soldagem e nas diferentes regiões da solda;
- Realizar uma otimização do processo FSpW com propriedades de fadiga como variável resposta.
- Variar o perfil da ferramenta e investigar o fluxo de material e consequente formação do botão de solda e algumas características microestruturais;
- Avaliar a resistência mecânica das soldas produzidas com os parâmetros definidos no presente trabalho sob outros tipos de carregamentos, tais como ensaios *coach-peel* e *cross-tension*.
- Entender mais profundamente a influência de todos os parâmetros de processo no fluxo de material e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas das juntas soldas;



## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Rambabu, P., Prasad, N.E., Kutumbarao, V.V., Wanhill, R.J.H. Aluminium Alloys for Aerospace Applications. In: NE Prasad, RJH Wanhill (Ed.); *Aerospace Materials and Material Technologies*. Springer Singapore, 2017, p. 29–52.
- [2] Pacchione, M., Telgkamp, J. Challenges of the Metallic Fuselage. *25Th International Congress of the Aeronautical Sciences*, p. 451–1, 2006.
- [3] Dorward, R.C., Pritchett, T.R. Advanced aluminium alloys for aircraft and aerospace applications. *Materials & Design*, v. 9, n. 2, p. 63–69, 1988.
- [4] Filatov, Y.A., Yelagin, V.I., Zakharov, V. V New Al – Mg – Sc alloys. *Materials Science and Engineering A*, v. 280, p. 97–101, 2000.
- [5] Lenczowski, B., Hack, T., Wieser, D., Tempus, G., Fischer, G., Becker, J., Folkers, K., Braun, R., Lutjering, G. AlMgSc Alloys for Transportation Technology. *Materials Science Forum*, v. 331–337, p. 957–964, 2000.
- [6] Aleris *AEROSPACE ALUMINUM AA5028 AlMgSc*. 2015. 4p. Disponível em < [https://www.aleris.com/wp-content/uploads/2016/02/AL-2342\\_012-Aktualisierung-BR-AlMgSc-2015-06-03-WEB.pdf](https://www.aleris.com/wp-content/uploads/2016/02/AL-2342_012-Aktualisierung-BR-AlMgSc-2015-06-03-WEB.pdf)> acesso: maio/2017.
- [7] SCALMALLOY® Aluminum-Magnesium-Scandium Alloy - Airbus Group. Disponível em < <http://www.technology-licensing.com/etl/int/en/What-we-offer/Technologies-for-licensing/Metallics-and-related-manufacturing-technologies/Scalmalloy.html>> acesso: maio/2017
- [8] Ahmad, Z. The properties and application of scandium-reinforced aluminum. *Jom*, v. 55, n. 2, p. 35–39, 2003.
- [9] Domack, M.S., Dicus, D.L. Evaluation of Sc-Bearing Aluminum Alloy C557 for Aerospace Applications. *Materials Science Forum*, v. 396–402, p. 839–844, 2002.
- [10] Malopheyev, S., Mironov, S., Kulitskiy, V., Kaibyshev, R. Friction-stir welding of ultra-fine grained sheets of Al – Mg – Sc – Zr alloy. *Materials Science & Engineering A*, v. 624, p. 132–139, 2015.
- [11] Zhemchuzhnikova, D., Mironov, S., Kaibyshev, R. Fatigue Performance of Friction-Stir-Welded Al-Mg-Sc Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 48, n. 1, p. 150–158, 2017.
- [12] Subbaiah, K. Tensile Properties and Microstructure of Friction Stir Welded Cast Al-Mg-Sc Aluminum Alloy. *Applied Mechanics and Materials*, v. 852, p. 375–380, 2016.
- [13] Amancio-filho, S.T., Camillo, A.P.C., Bergmann, L., Kury, E., Machado, N.G.A., Santos, J.F. Preliminary Investigation of the Microstructure and Mechanical Behaviour of 2024 Aluminium Alloy Friction Spot Welds. *Materials Transactions*, v. 52, n. 5, p. 985–991, 2011.
- [14] Campanelli, L.C., Alcântara, N.G. de, Santos, J.F. dos Soldagem por Ponto no Estado Sólido de Ligas Leves. *Soldagem e Inspeção*, v. 16, n. 3, p. 301–307, 2011.

- [15] Rosendo, T., Parra, B., Tier, M.A.D., Silva, A.A.M., Santos, J.F., Strohaecker, T.R., Alcântara, N.G. Mechanical and microstructural investigation of friction spot welded AA6181-T4 aluminium alloy. *Materials and Design*, v. 32, n. 3, p. 1094–1100, 2011.
- [16] Kah, P., Rajan, R., Martikainen, J., Suoranta, R. Investigation of weld defects in friction-stir welding and fusion welding of aluminium alloys. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, v. 10, p. 1–10, 2015.
- [17] Thomas, W.M., Nicholas, E.D., Needham, J.C., Murch, M.G., Templesmith, P., & Dawes, C.J. Friction Welding. US5460317 A. 24 de outubro de 1995.
- [18] Nandan, R., Debroy, T., Bhadeshia, H.K.D.H. Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science* 53, v. 53, p. 980–1023, 2008.
- [19] Mishra, R.S., Ma, Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R: Reports*, v. 50, p. 1–78, 2005.
- [20] Iwashita, T. Method and Apparatus for Joining. US6601751 B2. 5 de agosto de 2003.
- [21] The Welding Institute *Refill Friction Stir Spot Welding for Aerospace Applications*. 2017. 1-4p.
- [22] Schilling, C. & Santos, J.F. dos. Method and device for linking at least two adjoining work pieces by friction welding. US 6722556 B2. 20 de abril de 2004.
- [23] Mazzaferro, J.A.E., Rosendo, T. de S., Mazzaferro, C.C.P., Ramos, F.D., Tier, M.A.D., Strohaecker, T.R., Santos, J.F. dos Preliminary Study on the Mechanical Behavior of Friction Spot Welds. *Soldagem e Inspeção*, v. 14, n. 3, p. 238–247, 2009.
- [24] Tier, M.D., Rosendo, T.S., Santos, J.F., Huber, N., Mazzaferro, J.A., Mazzaferro, C.P., Strohaecker, T.R. The influence of refill FSSW parameters on the microstructure and shear strength of 5042 aluminium welds. *Journal of Materials Processing Tech.*, v. 213, n. 6, p. 997–1005, 2013.
- [25] Santana, L.M., Suhuddin, U.F.H., Ölscher, M.H., Strohaecker, T.R. Process optimization and microstructure analysis in refill friction stir spot welding of 3-mm-thick Al-Mg-Si aluminum alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 91, p. 1–8, 2017.
- [26] Barros, P.A.F. de, Campanelli, L.C., Alcântara, N.G., Santos, J.F. dos An investigation on friction spot welding of AA2198-T8 thin sheets. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 40, p. 535–542, 2017.
- [27] Campanelli, L.C., Suhuddin, U.F.H., Antoniali, A.Í.S., Santos, J.F. dos, Alcântara, N.G., Alcântara, D., Bolfarini, C. Metallurgy and mechanical performance of AZ31 magnesium alloy friction spot welds. *Journal of Materials Processing Tech.*, v. 213, n. 4, p. 515–521, 2013.
- [28] Shen, J., Suhuddin, U.F.H., Cardillo, M.E.B., Santos, J.F. Eutectic structures in friction spot welding joint of aluminum alloy to copper. *Applied Physics Letters*, v. 104, n. May, p. 1–4, 2014.

- [29] Plaine, A.H., Gonzalez, A.R., Suhuddin, U.F.H., Santos, J.F., Alcântara, N.G. The optimization of friction spot welding process parameters in AA6181-T4 and Ti6Al4V dissimilar joints. *Materials & Design*, v. 83, p. 36–41, 2015.
- [30] Plaine, A.H., Suhuddin, U.F.H., Afonso, C.R.M., Alcântara, N.G., Santos, J.F. Interface formation and properties of friction spot welded joints of AA5754 and Ti6Al4V alloys. *Materials and Design*, v. 93, p. 224–231, 2016.
- [31] Suhuddin, U., Fischer, V., Kroeff, F., Santos, J.F. Microstructure and mechanical properties of friction spot welds of dissimilar AA5754 Al and AZ31 Mg alloys. *Materials Science & Engineering A*, v. 590, p. 384–389, 2014.
- [32] Suhuddin, U.F.H., Fischer, V., Kostka, A., Santos, J.F. Microstructure evolution in refill friction stir spot weld of a dissimilar Al – Mg alloy to Zn-coated steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, p. 1–8, 2017.
- [33] Pan, T.-Y. Friction Stir Spot Welding (FSSW) - A Literature Review. *SAE Technical Paper 2007-01-1702*, 2007.
- [34] Uematsu, Y., Tokaji, K., Tozaki, Y., Kurita, T., Murata, S. Effect of re-filling probe hole on tensile failure and fatigue behaviour of friction stir spot welded joints in Al – Mg – Si alloy. *International Journal of Fatigue*, v. 30, p. 1956–1966, 2008.
- [35] Shen, Z., Yang, X., Yang, S., Zhang, Z., Yin, Y. Microstructure and mechanical properties of friction spot welded 6061-T4 aluminum alloy. *Materials and Design*, v. 54, p. 766–778, 2014.
- [36] Pieta, G., Santos, J. dos, Strohaecker, T.R., Clarke, T. Optimization of Friction Spot Welding Process Parameters for AA2198-T8 Sheets. *Materials and Manufacturing Processes*, p. 37–41, 2014.
- [37] Rosendo, T. de S. *Estudo do desempenho mecânico de soldas ponto por fricção (FSpW) da liga AA6181-T4*. 2009. 113f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2009
- [38] Badarinarayan, H., Shi, Y., Li, X., Okamoto, K. Effect of tool geometry on hook formation and static strength of friction stir spot welded aluminum 5754-O sheets. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v. 49, n. 11, p. 814–823, 2009.
- [39] Barros, P.A.F. de. *Influência do defeito tipo cunha no comportamento mecânico de juntas de alumínio 2198 soldadas por fricção por ponto (FSpW)*. 2015. 71f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Departamento de Engenharia de Materiais. Universidade Federal de São Carlos. São Carlos, 2015.
- [40] Zhao, Y.Q., Liu, H.J., Chen, S.X., Lin, Z., Hou, J.C. Effects of sleeve plunge depth on microstructures and mechanical properties of friction spot welded alclad 7B04-T74 aluminum alloy. *Materials and Design*, v. 62, p. 40–46, 2014.
- [41] Su, P., A., G., T., N., Bendzsak, G. Energy Generation and Stir Zone Dimensions in Friction Stir Spot Welds. *SAE Technical Paper 2006-01-0971*, 2006.

- [42] Effertz, P.S., Infante, V., Quintino, L., Suhuddin, U., Hanke, S., Santos, J.F. Fatigue life assessment of friction spot welded 7050-T76 aluminium alloy using Weibull distribution. *INTERNATIONAL JOURNAL OF FATIGUE*, v. 87, p. 381–390, 2016.
- [43] Plaine, A.H., Suhuddin, U.F.H., Alcântara, N.G., Santos, J.F. Fatigue behavior of friction spot welds in lap shear specimens of AA5754 and Ti6Al4V alloys. *International Journal of Fatigue*, v. 91, p. 149–157, 2016.
- [44] Behraves, S.B., Jahed, H., Lambert, S. Fatigue characterization and modeling of AZ31B magnesium alloy. *INTERNATIONAL JOURNAL OF FATIGUE*, v. 64, p. 1–13, 2014.
- [45] Uematsu, Y., Tokaji, K. Comparison of fatigue behaviour between resistance spot and friction stir spot welded aluminium alloy sheets. *Science and Technology of Welding and Joining ISSN:*, v. 14, n. 1, p. 62–71, 2009.
- [46] Kang, S., Kim, H. Fatigue strength evaluation of self-piercing riveted Al-5052 joints under different specimen configurations. *International Journal of Fatigue*, v. 80, p. 58–68, 2015.
- [47] Fu, M., Mallick, P.K. Fatigue of self-piercing riveted joints in aluminum alloy 6111. v. 25, p. 183–189, 2003.
- [48] Starke, E.A., Staley, J.T. Application of modern aluminum alloys to aircraft. v. 32, n. 95, p. 131–172, 1996.
- [49] Fuller, C.B., Krause, A.R., Dunand, D.C., Seidman, D.N. Microstructure and mechanical properties of a 5754 aluminum alloy modified by Sc and Zr additions. *Materials Science and Engineering A*, v. 338, n. 1–2, p. 8–16, 2002.
- [50] Marquis, E.A., Seidman, D.N. Nanoscale Structural Evolution of Al<sub>3</sub>Sc Precipitates in Al(Sc) Alloys. *Acta Materialia*, v. 49, p. 1909–1919, 2001.
- [51] Besel, M., Besel, Y., Alfaro, U., Kakiuchi, T., Uematsu, Y. Fatigue behavior of friction stir welded Al – Mg – Sc alloy. *International Journal of Fatigue*, v. 77, p. 1–11, 2015.
- [52] Lathabai, S., Lloyd, P.G. The effect of scandium on the microstructure, mechanical properties and weldability of a cast Al-Mg alloy. *Acta Materialia*, v. 50, n. 17, p. 4275–4292, 2002.
- [53] Kendig, K.L., Miracle, D.B. Strengthening mechanisms of an Al-Mg-Sc-Zr alloy. *Acta Materialia*, v. 50, n. 16, p. 4165–4175, 2002.
- [54] Dev, S., Stuart, A.A., Kumar, R.C.R.D., Murty, B.S., Rao, K.P. Effect of scandium additions on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg alloy welds. *Materials Science and Engineering A*, v. 467, n. 1–2, p. 132–138, 2007.
- [55] Røyset, J., Ryum, N. Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, v. 50, n. 1, p. 19–44, 2005.
- [56] Toropova, L.S.; Eskin, D.G.; Kharakterova, M.L.; Dobatkina, T.V. *Advanced Aluminum Alloys Containing Scandium – Structure and Properties*. Amsterdam: Gordon and Breach Science Publishers, 1998. 175p.

- [57] Watanabe, C., Watanabe, D., Monzen, R. Coarsening Behavior of Al<sub>3</sub>Sc Precipitates in an Al – Mg – Sc Alloy. *Materials Transactions*, v. 47, n. 9, p. 2285–2291, 2006.
- [58] Seidman, D.N., Marquis, E.A., Dunand, D.C. Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al ( Sc ) alloys. *Acta Materialia*, v. 50, p. 4021–4035, 2002.
- [59] Jones, M.J., Humphreys, F.J. Interaction of recrystallization and precipitation : The effect of Al<sub>3</sub>Sc on the recrystallization behaviour of deformed aluminium. *Acta Materialia*, v. 51, p. 2149–2159, 2003.
- [60] Zhi-hong, J.I.A., Røyset, J., Solberg, J.K., Qing, L.I.U. Formation of precipitates and recrystallization resistance in Al – Sc – Zr alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 22, p. 1866–1871, 2012.
- [61] Olea, C.A.W. *Influence of Energy Input in Friction Stir Welding on Structure Evolution and Mechanical Behaviour of Precipitation-Hardening in Aluminium Alloys (AA2024-T351, AA6013-T6 and Al-Mg-Sc)*. 2008. 149f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Mechanical Engineering Department. Ruhr Universität Bochum. Bochum, 2008.
- [62] Santos, J.F. Dos; Olea, C.A.W.; Coelho, R.S.; Kostka, A.; Paglia, C.S.; Ghidini, T.; Donne Eads, C.D. *Metallurgy and weld performance in friction stir welding*. Woodhead Publishing Limited, 2010. 314-410p.
- [63] Applications of Scandium in Al-Sc Alloys. Disponível em <<http://www.scandium.org/Sc-Al.html>> Acesso: maio/2017
- [64] Breuer, U.P. Material Technology. In: *Commercial Aircraft Composite Technology*. Springer, Cham, 2016, p. 45–71.
- [65] Malopheyev, S., Kulitskiy, V., Mironov, S., Zhemchuzhnikova, D., Kaibyshev, R. Friction-stir welding of an Al – Mg – Sc – Zr alloy in as-fabricated and work-hardened conditions. *Materials Science & Engineering A*, v. 600, p. 159–170, 2014.
- [66] Zhao, J., Jiang, F., Jian, H., Wen, K., Jiang, L., Chen, X. Comparative investigation of tungsten inert gas and friction stir welding characteristics of Al-Mg-Sc alloy plates. *Materials and Design*, v. 31, n. 1, p. 306–311, 2010.
- [67] Zhen-bo, H.E., Yong-yi, P., Zhi-min, Y.I.N., Xue-feng, L.E.I. Comparison of FSW and TIG welded joints in Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy plates. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 21, n. 8, p. 1685–1691, 2010.
- [68] Dias, G.P. *Aplicação do processo de soldagem a ponto por fricção em estruturas aeronáuticas: otimização de parâmetros de processo e avaliação da integridade das soldas para liga de alumínio 2198-T8*. 2013. 134f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2013.
- [69] Campanelli, L.C. *Estudo do processo de soldagem a por fricção por ponto da liga de magnésio AZ31*. 2012. 83f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Departamento de Engenharia de Materiais. Universidade Federal de São Carlos. São Carlos, 2012.

- [70] American Welding Society. *AWS D17.2/D17.2M:2013 Specification for Resistance Welding for Aerospace Applications*. Doral, FL, 2013.
- [71] Milella, P.P.; *Fatigue and Corrosion in Metals*. Milan: Springer, 2013. 844p.
- [72] Zhao, Y.X., Liu, H.B. Weibull modeling of the probabilistic S – N curves for rolling contact fatigue. *International Journal of Fatigue*, v. 66, p. 47–54, 2014.
- [73] Rosendo, T., Tier, M., Mazzaferro, J., Mazzaferro, C., Strohaecker, T.R., Santos, J.F.Dos. Mechanical performance of AA6181 re fi ll friction spot welds under Lap shear tensile loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 38, p. 1443–1455, 2015.
- [74] Tutar, M., Aydin, H., Yuce, C., Yavuz, N., Bayram, A. The optimisation of process parameters for friction stir spot-welded AA3003-H12 aluminium alloy using a Taguchi orthogonal array. *JOURNAL OF MATERIALS&DESIGN*, v. 63, p. 789–797, 2014.
- [75] Pandiarajan, S., Kumaran, S.S., Kumaraswamidhas, L.A., Saravanan, R. Interfacial microstructure and optimization of friction welding by Taguchi and ANOVA method on SA 213 tube to SA 387 tube plate without backing block using an external tool. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 654, p. 534–545, 2016.
- [76] Vidal, C., Infante, V. Optimization of FS Welding Parameters for Improving Mechanical Behavior of AA2024-T351 Joints Based on Taguchi Method. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 22, n. 8, p. 2261–2270, 2013.
- [77] Shen, J., Cardillo, M.E.B., Santos, J.F. A preliminary study on FSpW of dissimilar metal joints of Cu and Al. In: *10th International Symposium on Friction Stir Welding*. Beijing, P.R. China: 2014, p. 1–7.
- [78] Suhuddin, U.F.H., Fischer, V., Santos, J.F. The thermal cycle during the dissimilar friction spot welding of aluminum and magnesium alloy. *Scripta Materialia*, v. 68, n. 1, p. 87–90, 2013.
- [79] Cacciamani, G., Riani, P., Borzone, G., Parodi, N., Saccone, A., Ferro, R. Thermodynamic measurements and assessment of the Al ± Sc system. v. 7, 1999.
- [80] Sauvage, X., Dédé, A., Muñoz, A.C., Huneau, B. Precipitate stability and recrystallisation in the weld nuggets of friction stir welded Al-Mg-Si and Al-Mg-Sc alloys. *Materials Science and Engineering A*, v. 491, n. 1–2, p. 364–371, 2008.
- [81] Yongyi, P. Microstructure and Properties of Friction Stir Welded Joints of Al-Mg-Sc Alloy Plates. *Rare Metal Materials and Engineering*, v. 40, n. 2, p. 201–205, 2011.
- [82] Sato, Y.S., Yamashita, F., Sugiura, Y., Park, S.H.C. FIB-assisted TEM study of an oxide array in the root of a friction stir welded aluminium alloy. *Scripta Materialia*, v. 50, p. 365–369, 2004.
- [83] Shen, Z., Yang, X., Zhang, Z., Cui, L., Li, T. Microstructure and failure mechanisms of refill friction stir spot welded 7075-T6 aluminum alloy joints. *Materials and Design*, v. 44, p. 476–486, 2013.

[84] Adib, H., Jeong, J., Pluinage, G. Three-Dimensional Finite Element Analysis of Tensile-Shear Spot-Welded Joints in Tensile and Compressive Loading Conditions. *Strength of Materials*, v. 36, n. 4, p. 353–364, 2004.