

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

**SOLDAGEM POR PONTO POR FRICÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO 5A06-
O/2219-T87: CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL**

José Francisco Caldeira Maranhão

São Carlos-SP
2022

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

**SOLDAGEM POR PONTO POR FRICÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO 5A06-
O/2219-T87: CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL**

José Francisco Caldeira Maranhão

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

Orientador: Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga

Agência Financiadora: CAPES – Processo: 88887.604913/2021-00

São Carlos-SP
2022

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, Gizlaine e Lúcio, e à minha irmã, Kamyla, pelo apoio e amor incondicionais durante toda a minha vida.

VITAE DO CANDIDATO

Bacharel em Engenharia de Materiais pela UFSCar (2021)

“Talvez não tenha conseguido fazer o melhor, mas lutei para que o melhor fosse feito. Não sou o que deveria ser, mas, graças a Deus, não sou o que era antes.”

Martin Luther King Jr.



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

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato José Francisco Caldeira Maranhão, realizada em 30/11/2022.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga (UFSCar)

Prof. Dr. Piter Gargarella (UFSCar)

Prof. Dr. Witor Wolf (UFMG)

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por sempre me dar força nos momentos nos quais duvidei de mim mesmo e nos quais pensei em desistir. Sem Ele e sem o amor e o apoio da minha família não teria conseguido.

Ao Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga pela orientação, pelos conselhos e por toda ajuda durante o desenvolvimento deste projeto de mestrado, sendo essencial para a minha formação acadêmica, profissional e pessoal.

Ao Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara, ao Dr. Jorge Fernandez dos Santos e ao Dr. Junjun Shen pela oportunidade de realizar o meu estágio no centro de pesquisa e desenvolvimento alemão Helmholtz-Zentrum Hereon, uma experiência pela qual serei eternamente grato.

Aos meus amigos pelo companheirismo, pelo apoio e pelas inúmeras conversas descontraídas, tornando essa etapa mais tranquila e prazerosa.

A CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior pela bolsa de estudos, processo nº 88887.604913/2021-00.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

RESUMO

A soldagem por ponto por fricção (RFSSW, do inglês *Refill Friction Stir Spot Welding*) é uma técnica de união no estado sólido para soldagem de materiais similares e dissimilares aplicada em ligas leves e termoplásticos. Dessa forma, o propósito deste trabalho foi avaliar a viabilidade de união entre as ligas de alumínio 5A06-O e 2219-T87 pelo processo de soldagem por ponto por fricção para aplicações aeroespaciais, bem como determinar uma condição otimizada de processo para maximizar a resistência ao cisalhamento da junta soldada. Aplicando o Box-Behnken, um modelo de planejamento estatístico de experimentos, foi possível determinar o ajuste do modelo e a influência dos parâmetros de processo na resistência ao cisalhamento, sendo a profundidade de penetração o parâmetro mais influente, com contribuição de 49,76%. Através de uma análise do fluxo de material, foi possível ter entendimento da formação microestrutural durante o processo. A microestrutura apresentou as zonas termicamente afetada (ZTA), termo-mecanicamente afetada (ZTMA) e de mistura (ZM), sendo esta última dividida em influenciada pelo pino (ZM-P) e pela camisa (ZM-C). Além disso, também foram observadas características geométricas típicas como a cunha e a linha de união, e uma região de transição entre a ZTA e a ZTMA, chamada de estrutura *onion*, resultado da mistura entre os materiais devido ao movimento da ferramenta. O ciclo térmico foi aferido para a condição otimizada, sendo que as temperaturas nas zonas influenciadas pelo anel de fixação, camisa e pino foram 407 °C, 488 °C e 498 °C, respectivamente. Análises fractográficas, após os ensaios de cisalhamento, foram realizadas para a condição otimizada testada em temperatura ambiente e temperatura negativa (-55 °C). Para ambas as condições a fratura ocorreu pelo modo através da solda, onde a trinca se inicia e propaga através da linha de união. A partir deste estudo, foi possível concluir que o processo de RFSSW se apresentou como uma alternativa viável para a produção de soldas entre as ligas 5A06-O/2219-T87.

Palavras-chave: Soldagem por ponto por fricção; Ligas de Alumínio; Aplicação Aeroespacial; Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

REFILL FRICTION STIR SPOT WELDING OF 5A06-O/2219-T87 ALUMINUM ALLOYS: MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION

Refill Friction Stir Spot Welding (RFSSW) is a solid-state joining technique for welding dissimilar and similar materials applied to light alloys and thermoplastics. Thus, the purpose of this work was to evaluate the feasibility of joining the aluminum alloys 5A06-O and 2219-T87 by the refill friction stir spot welding process for aerospace applications, as well as to determine an optimized process condition to maximize the shear strength of the welded joint. By applying Box-Behnken, a design of experiments model, it was possible to determine the model fit and the influence of the process parameters on shear strength, with penetration depth being the most influential parameter, with a contribution of 49.76%. Through a material flow analysis, it was possible to have an understanding of the microstructural formation during the process. The microstructure presented the heat affected zone (HAZ), thermomechanical affected zone (TMAZ) and stir zone (SZ), the latter being divided into the probe influenced zone (SZ-P) and the shoulder influenced zone (SZ-S). In addition, typical geometric features such as the hook and bonding ligament, and a transition region between the HAZ and TMAZ, called onion structure, resulting from mixing between the materials due to tool movement, were also observed. Thermal cycle was measured for the optimized condition, and the temperatures in the zones influenced by the clamping ring, shoulder and probe were 407 °C, 488 °C and 498 °C, respectively. Fractographic analyses, after the shear tests, were performed for the optimized condition tested at room temperature and negative temperature (-55 °C). For both conditions the fracture occurred by through the weld mode, where the crack initiates and propagates through the bonding ligament. From this study, it was possible to conclude that the RFSSW process presented itself as a suitable alternative for producing welds between 5A06-O/2219-T87 alloys.

Keywords: Refill Friction Stir Spot Welding; Aluminum alloys; Aerospace Applications; Mechanical Properties.

SUMÁRIO

	Pág.
FOLHA DE APROVAÇÃO.....	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT	vii
SUMÁRIO.....	ix
LISTA DE TABELAS	xi
LISTA DE FIGURAS	xiii
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIACIONES.....	xvii
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVOS	5
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	7
3.1 Alumínio e suas ligas	7
3.1.1 Ligas de alumínio para aplicação aeroespacial.....	7
3.1.2 Ligas do sistema Al-Cu.....	8
3.1.3 Ligas do sistema Al-Mg	10
3.2 Soldagem por ponto por fricção	12
3.2.1 Descrição do processo	12
3.2.2 Microestrutura da junta soldada	15
3.2.3 Defeitos e características geométricas do processo	16
3.2.4 Aporte térmico do processo.....	19
3.2.5 Perspectivas do processo	21
3.3 Soldagem das ligas de alumínio 2219 e 5A06	24
4 MATERIAIS E MÉTODOS	27
4.1 Fluxograma de atividades experimentais.....	27
4.2 Materiais	28
4.3 Metodologia	29
4.3.1 Produção das soldas.....	29
4.3.2 Planejamento Estatístico de Experimentos.....	31
4.3.3 Ensaios mecânicos	31
4.3.4 Caracterização microestrutural	33

4.3.5	Monitoramento do ciclo térmico	33
4.3.6	Análise do fluxo de material	34
5	RESULTADOS e DISCUSSÃO	35
5.1	Definição da janela de processamento	35
5.2	Otimização do processo	35
5.3	Caracterização microestrutural	44
5.4	Análise do ciclo térmico	48
5.5	Microdureza	49
5.6	Análise do fluxo de material e formação microestrutural (<i>stop-action</i>)....	51
5.7	Análise fractográfica em ensaios de cisalhamento	55
6	CONCLUSÕES	61
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	63
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	65
	APÊNDICE A.....	73

LISTA DE TABELAS

	Pág.
Tabela 3.1 – Classificação das ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente [27].	8
Tabela 3.2 – Efeito do manganês nas propriedades mecânicas de uma liga com 3,5%p de magnésio. TE – tensão de escoamento; LRT – limite de resistência à tração; AT – alongamento total. Adaptado de [27].	11
Tabela 3.3 - Resumo das combinações de material, faixa de parâmetros utilizados e escopos de trabalho encontrados na literatura para o processo de soldagem por ponto por fricção de ligas dissimilares de alumínio.....	23
Tabela 4.1 – Composição das ligas 5A06-O e 2219-T87 utilizadas neste projeto.	29
Tabela 4.2 – Parâmetros do processo de RFSSW utilizados neste projeto e seus respectivos níveis.	31
Tabela 5.1 - Combinações de parâmetros para as 15 corridas geradas pelo Minitab® 19. VR = velocidade de rotação; VP = velocidade de penetração; PP = profundidade de penetração; TP = tempo de penetração; TR = tempo de retração.	36
Tabela 5.2 - Análise de Variância (ANOVA) após eliminação de termos.	38
Tabela 5.3 - Posições da camisa e do pino durante os ensaios de stop-action.	52
Tabela A.1 - Análise de variância e equação da resposta prevista pelo modelo antes da eliminação dos termos VP*VP, VR*VP e VP*PP.....	73

LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1.1 - Tamanho de mercado das ligas de alumínio de alta resistência mecânica para os principais setores do Estados Unidos. Adaptado de [1].	1
Figura 1.2 - Tanque de combustível criogênico para foguetes [9].	2
Figura 3.1 - a) Demanda dos principais materiais utilizados no setor aeroespacial e b) estimativa de crescimento da demanda destes materiais entre os anos de 2014 e 2024. Adaptado de [26].	7
Figura 3.2 - Microestrutura da liga 2219-T87. a) Micrografia ótica e b) micrografia eletrônica de transmissão evidenciando os precipitados presentes nesta liga. Adaptado de [7].	9
Figura 3.3 - Microestrutura da liga 5A06. a) Micrografia ótica [1] e b) micrografia eletrônica de transmissão [32] evidenciando algumas das fases presentes nesta liga.	11
Figura 3.4 - Representação esquemática dos componentes da ferramenta e corte na seção transversal da ferramenta montada [34].	13
Figura 3.5 - Representação esquemática do processo de RFSSW utilizando a 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 para a posição inicial; d) retirada da ferramenta. Fonte: Próprio autor.	14
Figura 3.6 - Macrografia (1) e as diferentes zonas da seção transversal com uma maior magnificação (2) de uma junta soldada da liga AA5754-H22. (A) Zona de mistura, (B) Zona termo-mecanicamente afetada, (C) Zona termicamente afetada, (D) Material base. Adaptado de [36].	15
Figura 3.7 - Micrografias da seção transversal de juntas soldadas por RFSSW evidenciando os principais defeitos observados neste processo. a) Falta de mistura [37], b) preenchimento incompleto [38] e c) vazio [39].	17
Figura 3.8 - Elementos geométricos característicos de uma solda produzida por RFSSW. a) Linha de união [14] e b) cunha [41].	18
Figura 3.9 - (a) Representação esquemática da ferramenta utilizada no processo de RFSSW e interfaces de geração de calor utilizadas na Equação	

3.3 e (b) ciclos térmicos aferidos para diferentes velocidades de rotação. Adaptado de [44].	21
Figura 3.10 - Comparação entre o número de artigos publicados por ano sobre o processo de RFSSW e sobre o processo de RFSSW utilizando ligas de alumínio. Fonte: Próprio autor.	22
Figura 4.1 - Fluxograma das atividades experimentais propostas para o projeto. Fonte: Próprio autor.	27
Figura 4.2 - Microestrutura da seção transversal dos materiais base. a) e c) 5A06-O, b) e d) 2219-T87. Fonte: Próprio autor.	28
Figura 4.3 - Máquina Harms & Wende RPS200 utilizada para a produção das soldas.	30
Figura 4.4 - Ilustração esquemática do processo de RFSSW utilizando o offset de 0,1 mm. a) Etapa de preenchimento mostrando a retração da camisa até 0,1 mm abaixo da superfície da chapa superior e a penetração do pino até 0,1 mm abaixo da superfície da chapa superior e b) junta soldada com uma indentação de 0,1 mm na superfície.	30
Figura 4.5 - Ilustração esquemática de um corpo de prova para o ensaio de resistência ao cisalhamento e microestrutura transversal à direção de laminação de cada material base. Dimensões em mm.	32
Figura 4.6 - Representação esquemática do posicionamento dos termopares durante a aferição do ciclo térmico. Dimensões em mm.	33
Figura 5.1 - Representação esquemática do modelo Box-Behnken para três fatores [52].	36
Figura 5.2 - Valores de resistência ao cisalhamento obtidos para cada corrida e valor de referência mínimo desta propriedade para a combinação de material estudada neste trabalho.	38
Figura 5.3 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados obtidos para o modelo após a eliminação de termos.	39
Figura 5.4 - Gráfico comparativo entre os valores previstos pelo modelo Box-Behnken e os valores obtidos experimentalmente de resistência ao cisalhamento.	40

Figura 5.5 - Superfícies de respostas e gráficos de contorno da influência dos parâmetros de soldagem na resistência ao cisalhamento. A) VR x VP com PP constante em 3 mm, b) PP x VP com VR constante em 1500 rpm e c) PP x VR com VP constante em 1.5 mm.	41
Figura 5.6 - Combinação de parâmetros otimizada para a maximização da resistência ao cisalhamento.	43
Figura 5.7 - (a) Seção transversal da macroestrutura formada durante o processo de soldagem por ponto por fricção entre as ligas 5A06-O e 2219-T87 e micrografias das diferentes regiões da junta soldada 5A06-O/2219-T87 indicadas na Figura 5.7 (a). (b) ZTA e ZTMA, (c) transição entre a ZTMA e a ZM-C, (d) ZM-P, (e) região de penetração da ponta da camisa, (f) interface da região central entre as chapas, (g) região central da chapa 2219-T87.	45
Figura 5.8 - Camadas misturadas localizadas na região de influência da camisa para a junta soldada produzida com os parâmetros de processo otimizados e mapeamento EDS dos elementos Al, Mg, Cu, Mn e O.	47
Figura 5.9 - Mapeamento EDS dos elementos Al, Mg, Cu, Mn e O na região central da linha de união da junta soldada.	48
Figura 5.10 - Distribuição de temperatura nas regiões de influência das partes da ferramenta na junta soldada com a condição otimizada. TM = tempo de mistura.	49
Figura 5.11 - Microdureza Vickers da junta soldada com a condição otimizada para diferentes tempos de envelhecimento natural. a) Espessura média da chapa 5A06-O e b) espessura média da chapa 2219-T87.	51
Figura 5.12 - Seções transversais obtidas durante o ensaio de stop-action para diferentes profundidades de penetração e retração da camisa. Penetração da camisa de (a) 1 mm, (b) 2 mm e (c) 3 mm. Retração da camisa de (d) 1 mm, (e) 2 mm e (f) 3 mm com offset 0,1 mm.	53
Figura 5.13 - Seção transversal da macroestrutura de uma amostra interrompida durante o ensaio de cisalhamento, evidenciando o modo de falha do tipo arrancamento antes da fratura total. As setas indicam o sentido do carregamento. Adaptado de [16].	55

Figura 5.14 - Seção transversal da macroestrutura de uma amostra interrompida durante o ensaio de cisalhamento, evidenciando o modo de falha através da solda antes da fratura total. As setas indicam o sentido do carregamento. Adaptado de [16].	56
Figura 5.15 - Superfícies de fratura após o ensaio de cisalhamento a temperatura ambiente. As micrografias de (a) a (d) e de (e) a (h) correspondem as chapas 5A06-O e 2219-T87, respectivamente. (a, e) Região externa da solda, (b, f) região de influência da superfície externa da camisa, (c, g) região de influência da superfície interna da camisa, (d, h) região central da solda. ..	57
Figura 5.16 - Superfícies de fratura após o ensaio de cisalhamento a temperatura negativa. As micrografias de (a) a (d) e de (e) a (h) correspondem as chapas 5A06-O e 2219-T87, respectivamente. (a, e) Região externa da solda, (b, f) região de influência da superfície externa da camisa, (c, g) região de influência da superfície interna da camisa, (d, h) região central da solda. ..	59
Figura A.1 - Gráfico comparativo entre os valores previstos pelo modelo Box-Behnken e os valores obtidos experimentalmente de resistência ao cisalhamento sem eliminação de termos.	73
Figura A.2 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para o modelo antes da eliminação de termos.	74

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

AA	Aluminum Alloy
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
FSSW	Friction Stir Spot Welding
FSW	Friction Stir Welding
GKSS	Gesellschaft zur Förderung der Kernenergie in Schiffbau und Schiffstechnik
HZH	Helmholtz-Zentrum Hereon
LRT	Limite de Resistência à Tração
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MB	Material Base
MO	Microscopia Ótica
PP	Profundidade de Penetração
RFSSW	Refill Friction Stir Spot Welding
SAEM	Shangai Aerospace Equipments Manufacturer
SSSS	Solução Sólida Supersaturada
TF	Travel Factor
TM	Tempo de Mistura
TP	Tempo de Penetração
TR	Tempo de Retração
TIG	Tungsten Inert Gas
TWI	The Welding Institute
VP	Velocidade de Penetração
VR	Velocidade de Rotação
WC-Co	Tungsten Carbide Cobalt
ZTMA	Zona Termo-Mecanicamente Afetada
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZM	Zona de Mistura
ZM-C	Zona de Mistura afetada pela camisa
ZM-P	Zona de Mistura afetada pelo pino

1 INTRODUÇÃO

O mercado global de ligas de alumínio de alta resistência mecânica tem apresentado um crescimento ao longo dos últimos anos. Este crescimento pode ser atribuído ao aumento da demanda destas ligas para aplicações aeroespaciais devido a algumas propriedades específicas para o desenvolvimento de produtos neste setor. A Figura 1.1 apresenta o tamanho de mercado dos principais setores nos Estados Unidos onde estas ligas são aplicadas.

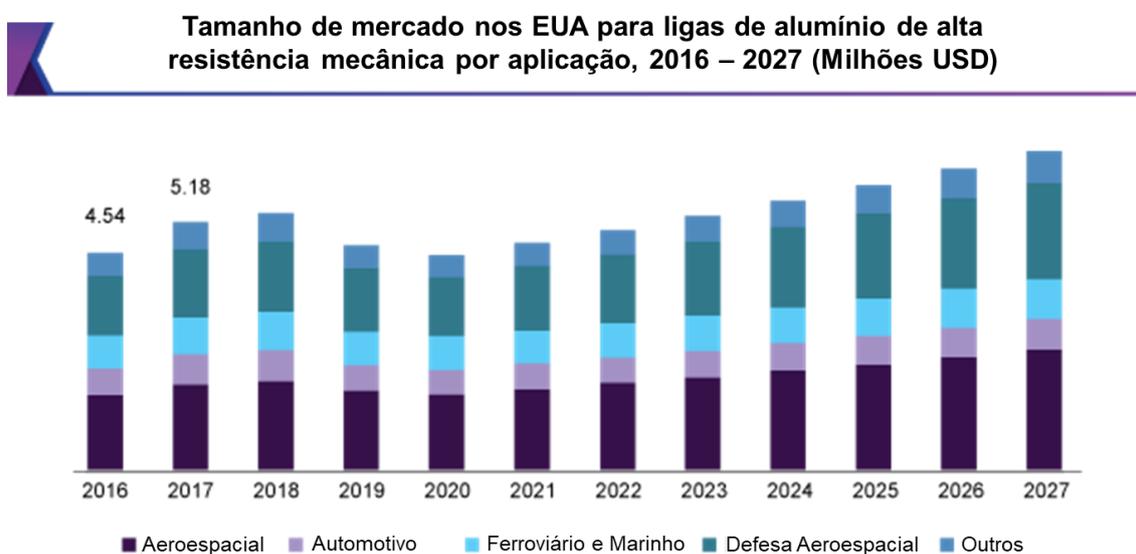


Figura 1.1 - Tamanho de mercado das ligas de alumínio de alta resistência mecânica para os principais setores do Estados Unidos. Adaptado de [1].

As ligas de alumínio têm sido extensivamente utilizadas nas indústrias automotiva, ferroviária, marinha e aeroespacial há muitos anos justamente por apresentarem boa confiabilidade e segurança, baixo custo em comparação com outros materiais, excelente relação resistência/peso e resistência à corrosão.

A liga de alumínio 5A06 tem sido aplicada nos setores automotivo, naval e aeroespacial devido à sua alta resistência específica, excelente resistência à corrosão e boa soldabilidade [2-4]. Além das propriedades mencionadas acima, com exceção da boa soldabilidade, a liga de alumínio 2219 também apresenta boa ductilidade e resistência mecânica mesmo a baixas temperaturas, o que a

torna um material amplamente utilizado em tanques de combustível criogênico [5-8]. A Figura 1.2 apresenta um exemplo desta aplicação, onde suas conexões foram soldadas através do processo de soldagem por feixe de elétrons.



Figura 1.2 - Tanque de combustível criogênico para foguetes [9].

Entretanto, algumas ligas de alumínio como as das séries 2xxx e 7xxx, quando produzidas por processos convencionais de soldagem, apresentam problemas associados à fusão como porosidades, trincas de solidificação e coalescimento e/ou dissolução dos precipitados, comprometendo a qualidade e a resistência mecânica da solda [8,10-12]. A soldagem por ponto por fricção (RFSSW, do inglês *Refill Friction Stir Spot Welding*), tem se mostrado uma alternativa adequada para superar defeitos relacionados aos processos convencionais de soldagem. O RFSSW trata-se de um processo de união no estado sólido derivado do processo de soldagem por fricção e mistura (FSW, do inglês *Friction Stir Welding*) e tem sido utilizado para produzir juntas soldadas de materiais similares e dissimilares, como Al/Al [13-16], Mg/Mg [17,18], Al/Mg [19,20], Al/Ti [21-23] e Al/Aço [24]. Em comparação com os processos de FSW e soldagem por fricção e mistura por ponto (FSSW, do inglês *Friction Stir Spot Welding*), a principal vantagem do processo de RFSSW é o preenchimento completo da solda, uma vez que a ferramenta utilizada nos processos de FSW e FSSW deixa uma cavidade remanescente ao final do

processo, podendo este atuar como um concentrador de tensão e um sítio preferencial para corrosão.

O estudo da soldagem por ponto por fricção na produção de juntas soldadas entre as ligas de alumínio 5A06-O e 2219-T87 é relevante devido ao elevado potencial para aplicações aeroespaciais, especialmente para tanques de combustível criogênico. Até o momento, não há trabalhos publicados envolvendo a soldagem por ponto por fricção entre esta combinação de material. Este projeto foi realizado em parceria com o instituto de pesquisa e desenvolvimento alemão *Helmholtz-Zentrum Hereon* (HZH), referência em processos de união no estado sólido.

2 OBJETIVOS

O objetivo desta dissertação consistiu em analisar a influência dos parâmetros de processo, obter uma condição otimizada de processo que maximizasse a resistência ao cisalhamento e avaliar os principais aspectos microestruturais da junta soldada entre as ligas 5A06-O/2219-T87.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Alumínio e suas ligas

3.1.1 Ligas de alumínio para aplicação aeroespacial

As ligas de alumínio têm sido os principais materiais utilizados nas estruturas de fuselagem desde que começaram a substituir a madeira no final da década de 1920. Embora o papel do alumínio tenha diminuído um pouco com o crescente uso de outros materiais como as ligas de titânio e os materiais compósitos, as ligas de alumínio de alta resistência são, e continuarão sendo, materiais importantes para o uso no setor aeroespacial [25], como apresentado na Figura 3.1.

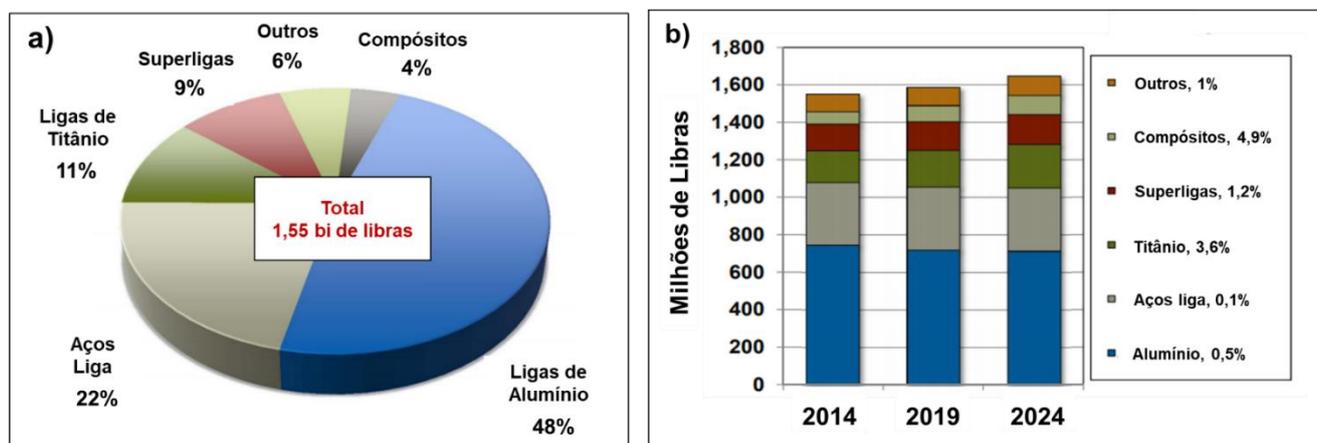


Figura 3.1 - a) Demanda dos principais materiais utilizados no setor aeroespacial e b) estimativa de crescimento da demanda destes materiais entre os anos de 2014 e 2024. Adaptado de [26].

O alumínio detém praticamente metade da demanda em peso dentre os principais materiais empregados na indústria aeroespacial, Figura 3.1(a). Além disso, de acordo com a Figura 3.1(b), a demanda de alumínio, em peso, apresenta uma tendência de permanecer constante durante os próximos anos. A atratividade do alumínio deve-se ao fato de ser um metal leve e poder ser tratado termicamente, atingindo níveis de resistência mecânica relativamente altos. Ligas de alumínio possuem elevada conformabilidade por serem dúcteis, o que torna componentes de ligas de alumínio de alto desempenho fáceis de serem fabricados [25].

As ligas de alumínio são divididas, de acordo com a *Aluminum Association*, em ligas fundidas e ligas trabalhadas mecanicamente. A Tabela 3.1 apresenta a classificação das ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente, as quais são de interesse para o presente projeto.

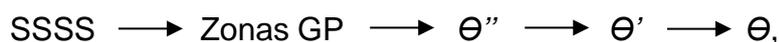
Tabela 3.1 – Classificação das ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente [27].

Nomenclatura	Principal Elemento de Liga
1xxx	99% de Alumínio
2xxx	Cobre
3xxx	Manganês
4xxx	Silício
5xxx	Magnésio
6xxx	Magnésio e Silício
7xxx	Zinco
8xxx	Outros elementos

O sistema de nomenclatura para as ligas trabalhadas mecanicamente funciona da seguinte forma: o primeiro dígito do sistema se refere ao elemento de liga majoritário; o segundo dígito está relacionado à uma modificação da composição química em comparação com a liga original. Quando este dígito é zero significa que a liga é a originalmente desenvolvida. Caso haja alterações nas composições, são adicionados números de 1 a 9. Os dois últimos dígitos do sistema são utilizados para diferenciar as diversas ligas dentro de cada grupo ou para indicar o grau de pureza.

3.1.2 Ligas do sistema Al-Cu

As ligas de alumínio da série 2xxx, que contém o cobre como principal elemento de liga, foram as primeiras ligas tratáveis termicamente largamente empregadas. O endurecimento por precipitação foi um tratamento térmico extensivamente estudado para ligas do sistema Al-Cu, sendo um dos principais mecanismos de endurecimento para ligas de alumínio de alta resistência mecânica [27,28]. A sequência de precipitação para o sistema Al-Cu é dada por:



onde SSSS é a solução sólida supersaturada de cobre em alumínio; zonas GP (*Guinier-Preston*) são aglomerados de átomos de cobre na forma de discos muito pequenos e finos com diâmetro de 30 a 50 Å; θ'' e θ' são fases de transição metaestáveis, sendo a primeira a responsável pela máxima resistência mecânica da liga; e θ é a fase de equilíbrio resultante do superenvelhecimento da liga. Durante o superenvelhecimento ocorre o crescimento dos precipitados, resultando em perda de resistência mecânica da liga. A Figura 3.2 apresenta a microestrutura da liga 2219-T87, que é uma das ligas pertencentes ao sistema Al-Cu.

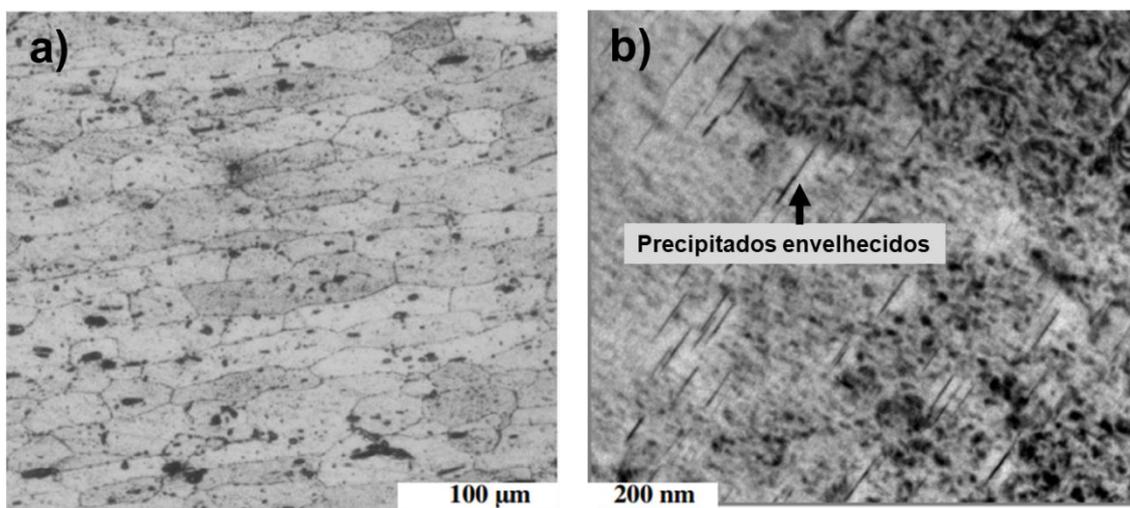


Figura 3.2 - Microestrutura da liga 2219-T87. a) Micrografia ótica e b) micrografia eletrônica de transmissão evidenciando os precipitados presentes nesta liga. Adaptado de [7].

A liga 2219 apresenta teores de cobre entre 5,8 – 6,8% e de manganês entre 0,2 – 0,4%, e sua microestrutura consiste de grãos no estado laminado, sendo composta majoritariamente pela fase alumínio- α e pelos precipitados da fase Al_2Cu , além da fase $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. A adição de Mn nesta liga tem como objetivo o aumento da resistência através do trabalho a frio sem que haja uma perda considerável de ductilidade. A designação T87 compreende ao tratamento térmico de solubilização, trabalho a frio e envelhecimento artificial para a formação de precipitados. Esta liga tem sido largamente utilizada na

indústria aeroespacial devido à sua elevada resistência específica e boa resistência mecânica (476 MPa), excelente resistência à corrosão sob tensão e boa tenacidade à fratura. Além disso, ela apresenta boas propriedades mecânicas em uma ampla faixa de temperaturas (-250 a 250 °C), tendo como principal aplicação no setor aeroespacial a utilização em tanques de combustível criogênico de foguetes [6-8,29,30].

3.1.3 Ligas do sistema Al-Mg

As ligas de alumínio da série 5xxx, que contém o magnésio como principal elemento de liga, não são tratáveis termicamente, sendo utilizadas como material estrutural devido à boa resistência mecânica, resistência à corrosão e excelente soldabilidade. A resistência mecânica destas ligas é proveniente do endurecimento por solução sólida do magnésio na matriz de alumínio e do efeito do magnésio durante o trabalho a frio, sendo este último o principal mecanismo de endurecimento. A influência do magnésio no reforço mecânico durante o trabalho a frio é microestruturalmente relacionado ao seu efeito no desenvolvimento e retenção da deformação na rede cristalina. Como o alumínio possui uma alta energia de falha de empilhamento, as discordâncias realizam facilmente o fenômeno de deslizamento cruzado e os processos de recuperação ocorrem instantaneamente no alumínio tanto durante a deformação como durante o recozimento a baixas temperaturas. Com a adição de magnésio, a mobilidade das discordâncias é restringida, diminuindo a tendência de ocorrer recuperação dinâmica ou rearranjo das discordâncias [27].

A combinação de magnésio em solução sólida e o trabalho a frio é eficaz na obtenção de uma elevada resistência mecânica. Entretanto, para as ligas com teores elevados de magnésio, existem limitações práticas como o surgimento de trincas durante a laminação e a susceptibilidade à corrosão intergranular. Esta forma de corrosão pode ocorrer como consequência da precipitação da fase Al_3Mg_2 nos contornos de grão, visto que esta fase é fortemente anódica em comparação com a matriz de alumínio, resultando na formação de um par galvânico [31]. Para evitar estes problemas e garantir a resistência mecânica desejada, sem que o magnésio seja removido da solução

sólida, outros elementos que também formam solução sólida são adicionados. O manganês é comumente adicionado às ligas da série 5xxx, e garante um aumento adicional na resistência mecânica com menores teores de magnésio. A Tabela 3.2 ilustra que adições relativamente pequenas de manganês, em uma liga binária com 3,5% Mg, podem ser tão eficientes no aumento da resistência mecânica quanto a adição de um teor maior de magnésio [27].

Tabela 3.2 – Efeito do manganês nas propriedades mecânicas de uma liga com 3,5%p de magnésio. TE – tensão de escoamento; LRT – limite de resistência à tração; AT – alongamento total. Adaptado de [27].

Mg (%p)	Mn (%p)	H19 + 2h a 121 °C			Tratamento O (2h a 343 °C)		
		TE (MPa)	LRT (MPa)	AT (%)	TE (MPa)	LRT (MPa)	AT (%)
3,54	0	314	349	5,0	103	230	-
	0,05	318	351	6,0	109	237	-
	0,10	324	356	6,0	109	237	-
	0,24	340	374	5,0	125	248	20,5
4,37	0	344	386	6,2	118	260	24

A Figura 3.3 apresenta a microestrutura da liga 5A06, que é uma das ligas pertencentes do sistema Al-Mg.

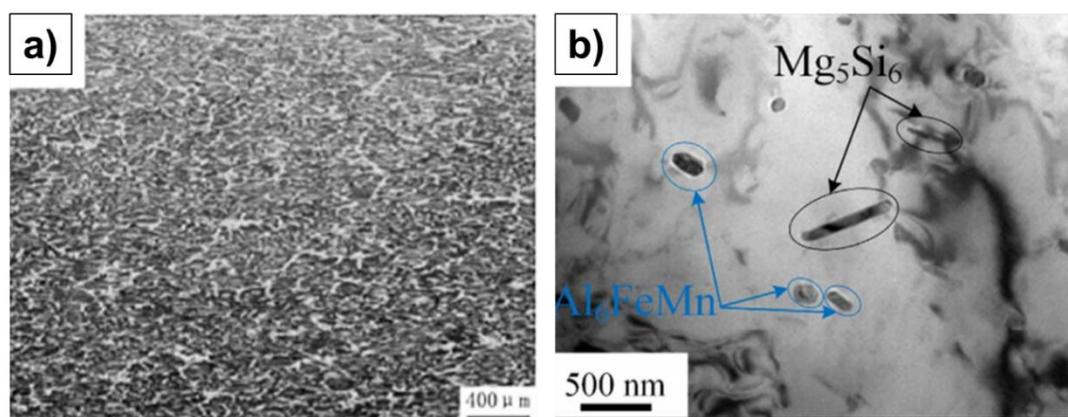


Figura 3.3 - Microestrutura da liga 5A06. a) Micrografia ótica [1] e b) micrografia eletrônica de transmissão [32] evidenciando algumas das fases presentes nesta liga.

A liga 5A06 pertence ao sistema Al-Mg, com teores entre 5,8 – 6,8% de magnésio e 0,5 – 0,8% de manganês, e sua microestrutura é composta majoritariamente pela fase alumínio- α e pela fase Al_3Mg_2 . Embora a liga 5A06 não seja tratável termicamente, é possível observar a presença de precipitados das fases Mg_5Si_6 e Al_6FeMn (Figura 3.3 (b)). Para a liga 5A06-O, a designação O corresponde a um tratamento de recozimento a temperaturas em torno de 340 °C. Após o recozimento, a liga é resfriada até a temperatura ambiente. Este tratamento é normalmente realizado com o objetivo de melhorar a tenacidade e a ductilidade. Esta liga possui elevada resistência mecânica específica, boa resistência mecânica (383 MPa), boa resistência à corrosão e excelente soldabilidade. Devido a essas características, tem sido amplamente utilizada em aplicações aeroespaciais, vasos de pressão e nas indústrias automobilística e naval [2-4,32,33].

3.2 Soldagem por ponto por fricção

3.2.1 Descrição do processo

O processo de soldagem por ponto por fricção (RFSSW, do inglês *Refill Friction Stir Spot Welding*) é um processo de união no estado sólido desenvolvido e patenteado pelo centro de pesquisas *GKSS Forschungszentrum* (atual *Helmholtz-Zentrum Hereon*) com o objetivo de substituir os processos convencionais de união, como a rebiteagem e a soldagem por resistência a ponto. Este processo é derivado do processo de soldagem por fricção e mistura (FSW, do inglês *Friction Stir Welding*), desenvolvido em 1991 pelo *The Welding Institute* (TWI), na Inglaterra. Este último é um processo de soldagem linear, o qual apresenta níveis intensos de deformação plástica e de calor gerado pela fricção da ferramenta com o material, sem a fusão do mesmo. A principal vantagem do processo de RFSSW em relação a outra técnica de soldagem no estado sólido, a soldagem por fricção e mistura por ponto (FSSW, do inglês *Friction Stir Spot Welding*), que também é derivada do FSW, é o preenchimento completo da junta soldada, não deixando uma cavidade remanescente na superfície da chapa ao final do

processo. O preenchimento desta cavidade é de extrema importância, uma vez que ele atua como concentrador de tensão e corrosão.

A principal característica do processo de RFSSW é a natureza de estado sólido do processo. Durante a soldagem, menor quantidade de energia é introduzida nas partes que serão soldadas em comparação aos processos de soldagem que envolvem fusão, resultando em menor tensão residual e menor distorção. Outro ponto a ser destacado é que os processos de soldagem no estado sólido não apresentam defeitos relacionados às técnicas de soldagem por fusão como poros e trincas de solidificação. Além disso, ligas endurecíveis por precipitação, quando soldadas através de técnicas de soldagem por fusão, devido ao maior aporte térmico, podem ter suas propriedades mecânicas prejudicadas através do coalescimento e/ou dissolução dos precipitados.

A soldagem por ponto por fricção utiliza uma ferramenta cilíndrica não consumível constituída por três componentes com sistema de atuação independentes, mostrados na Figura 3.4. O anel de fixação é um componente estacionário, cuja função, além de envolver a camisa e o pino, é manter as chapas a serem soldadas em contato, evitando a perda de material durante o processo. O pino e a camisa, diferentemente do anel de fixação, possuem a capacidade de rotacionar e penetrar no material.

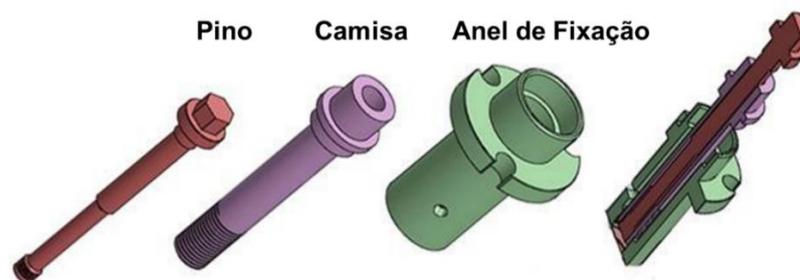


Figura 3.4 - Representação esquemática dos componentes da ferramenta e corte na seção transversal da ferramenta montada [34].

O processo permite duas variantes, penetração da camisa (*shoulder plunging*) ou penetração do pino (*probe plunging*), dependendo de qual componente da ferramenta é introduzido no material. A principal vantagem obtida através da variante camisa é a maior área soldada devido ao maior

diâmetro da camisa em relação ao pino, levando à formação de juntas com resistência mecânica mais elevada. Entretanto, a variante pino é mais fácil de ser executada pois requer menores intensidades de força e torque [35]. A Figura 3.5 apresenta um esquema do processo de RFSSW.

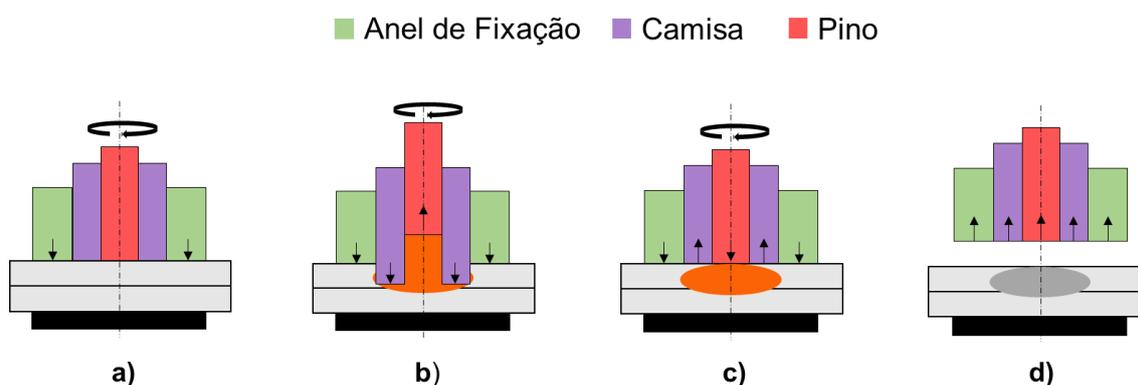


Figura 3.5 - Representação esquemática do processo de RFSSW utilizando a variante “penetração da camisa”. a) Fixação das chapas e rotação da ferramenta; b) penetração da camisa e retração do pino; c) retorno da ferramenta para a posição inicial; d) retirada da ferramenta para a posição inicial; d) retirada da ferramenta. Fonte: Próprio autor.

Como mostrado na Figura 3.5, as chapas sobrepostas são pressionadas pelo anel de fixação, enquanto o pino e a camisa começam a rotacionar na mesma direção e com a mesma velocidade. Devido à aplicação de uma força axial, a camisa é forçada contra a chapa superior até uma profundidade pré-determinada, ao mesmo tempo em que o pino é retraído. O material plastificado, gerado pelo calor decorrente do atrito entre o componente penetrante da ferramenta e a superfície do material, escoia para a cavidade criada pela retração do pino. Quando a profundidade pré-determinada é alcançada, a camisa move-se para cima e o pino move-se para baixo, retornando às suas posições iniciais. Esta etapa do processo irá forçar o material plastificado, que ocupava a cavidade, a preencher o espaço deixado pela camisa. Dessa forma, uma região da solda completamente preenchida com perda praticamente nula de material é obtida. Por fim, após o término do ciclo de soldagem, a ferramenta é retirada e a junta é formada.

3.2.2 Microestrutura da junta soldada

Durante o processo de RFSSW, a temperatura e a deformação plástica geram mudanças significativas na microestrutura. Essas mudanças, assim como no processo de FSW, podem envolver mudanças no tamanho de grão, na característica do contorno de grão, dissolução e coalescimento de precipitados e mudança na textura dentro e ao redor da zona de mistura. Uma micrografia da seção transversal de uma solda obtida pelo processo de RFSSW é ilustrada na Figura 3.6.

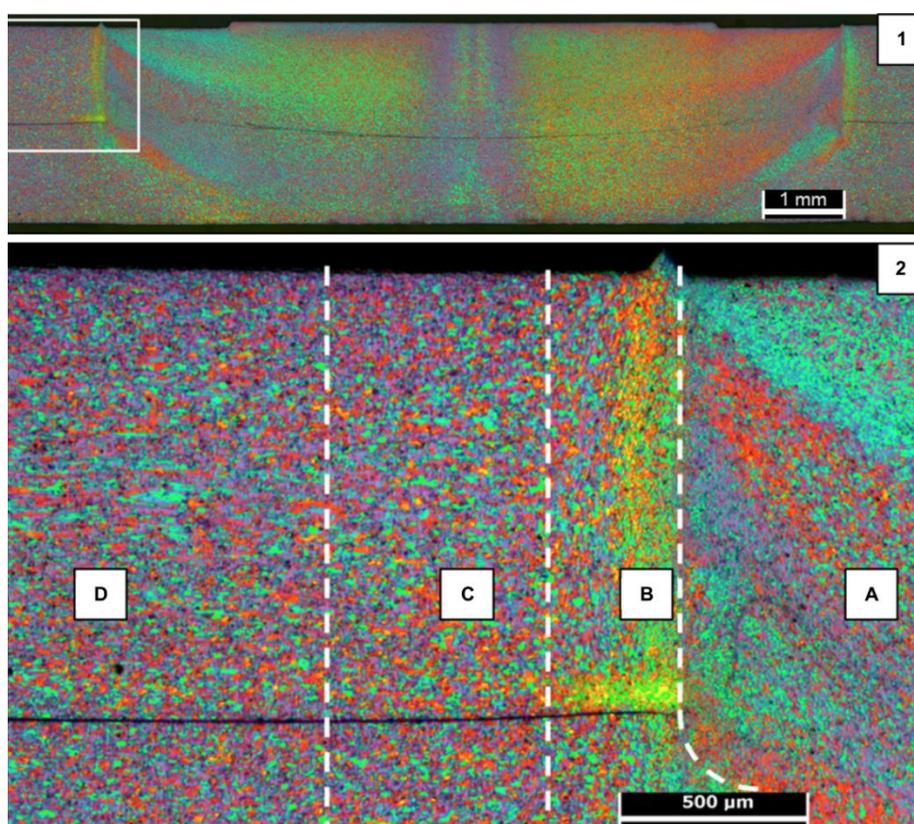


Figura 3.6 - Macrografia (1) e as diferentes zonas da seção transversal com uma maior magnificação (2) de uma junta soldada da liga AA5754-H22. (A) Zona de mistura, (B) Zona termo-mecanicamente afetada, (C) Zona termicamente afetada, (D) Material base. Adaptado de [36].

A Figura 3.6 apresenta uma solda entre as ligas similares AA5754-H22. Como pode ser observado, as soldas por ponto por fricção geralmente apresentam uma microestrutura característica composta, além do material base (MB), por três zonas diferentes: zona de mistura (ZM), zona termo-

mecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA). É válido ressaltar que a delimitação entre as diferentes zonas de solda presentes no processo de RFSSW é apenas uma aproximação. A extensão destas regiões depende não somente do material que está sendo soldado, mas também da combinação dos diferentes parâmetros de processo.

Durante o processo de soldagem, a ZM (Região A) sofre um grau severo de deformação plástica, além de elevadas temperaturas geradas pelo atrito entre a ferramenta e o material. Devido a estes fatores, a região da zona de mistura sofre o fenômeno de recristalização dinâmica, resultando em uma microestrutura composta por grãos finos e equiaxiais. A ZTMA (Região B) é a zona de transição entre a ZM e a ZTA. Essa região também sofre deformação plástica e exposição a temperaturas, porém em níveis menores que a ZM. Portanto, devido ao grau insuficiente destes dois fatores, a recristalização completa dos grãos não ocorre. Geralmente ocorre o processo de recuperação e, eventualmente, a desestabilização do tratamento térmico da liga. A ZTA (Região C) sofre apenas o efeito do calor durante o processo de soldagem e, portanto, um pequeno crescimento do grão pode ser observado em comparação com o material base (MB). Este último não é afetado pelo calor e pela taxa de deformação gerados durante o processo de soldagem e, portanto, suas características microestruturais permanecem inalteradas, sendo exclusivamente devidas ao processamento e/ou tratamento térmico anterior ao processo (Região D).

3.2.3 Defeitos e características geométricas do processo

Apesar de ser um processo que produz juntas soldadas com bom acabamento superficial e praticamente sem perda de material, alguns defeitos podem ocorrer no processo de RFSSW. Falta de mistura, preenchimento incompleto e vazios são defeitos volumétricos típicos do processo e estão apresentados na Figura 3.7.

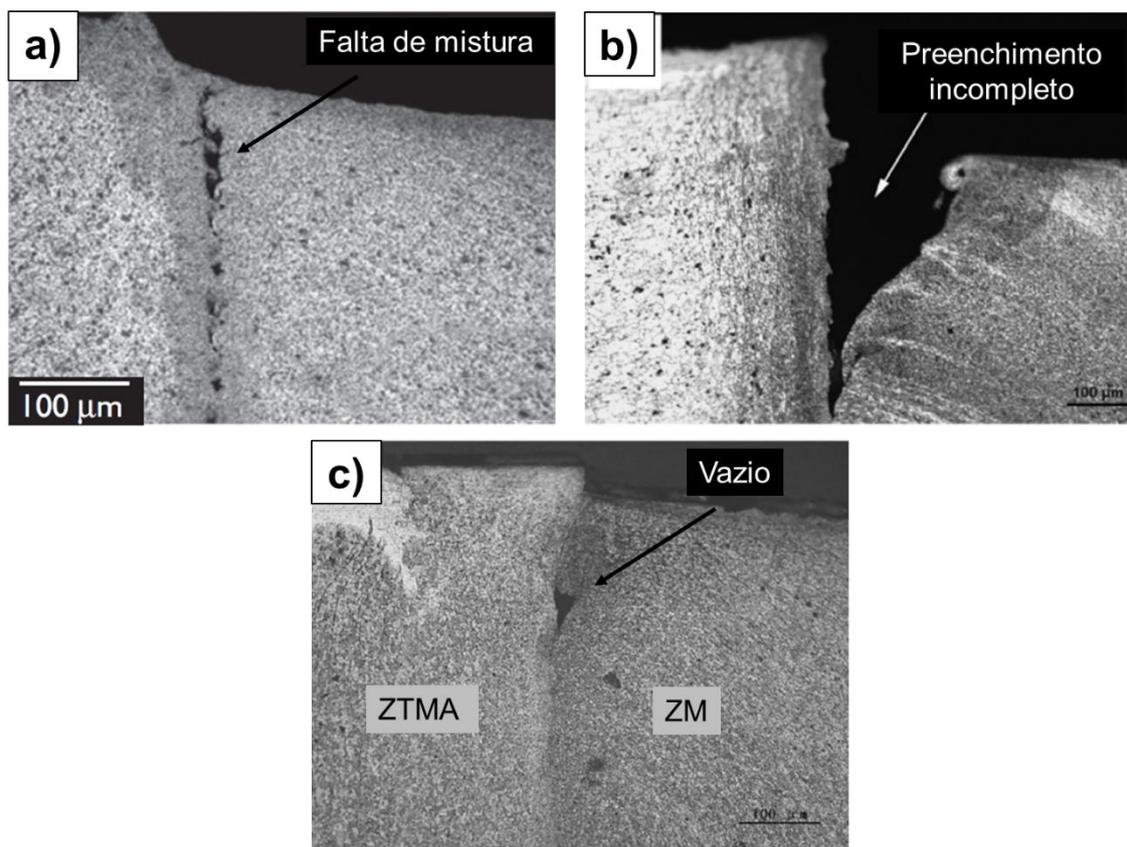


Figura 3.7 - Micrografias da seção transversal de juntas soldadas por RFSSW evidenciando os principais defeitos observados neste processo. a) Falta de mistura [37], b) preenchimento incompleto [38] e c) vazio [39].

O preenchimento incompleto, a falta de mistura e os vazios são consequência de uma série de fatores [40]. O primeiro é o fluxo insuficiente de material na zona de mistura durante a etapa de preenchimento. Durante a etapa de retração da camisa, o material plastificado é forçado para baixo pelo pino para preencher a cavidade deixada pela camisa. Para que haja um excelente preenchimento, o material plastificado deve possuir uma alta plasticidade, pois, caso não possua, dificilmente o material preencherá completamente a cavidade deixada na região de penetração da camisa. Portanto, a presença do vazio pode ser atribuída ao preenchimento incompleto devido à má plasticidade do material, que está diretamente relacionada a combinação inadequada dos parâmetros de processo. O segundo motivo é a fraca interação metalúrgica e a tensão residual, gerada pelo calor após a soldagem. Como a ZTMA e a ZM são submetidas a diferentes ciclos térmicos

durante a soldagem, tensões residuais são criadas na interface entre estas duas zonas, resultando na formação de defeitos. O terceiro motivo é a perda de material durante o processo. Como as paredes externas do pino e da camisa possuem roscas, durante a soldagem uma parte do material plastificado é extrudado em direção às roscas e aos espaçamentos mínimos existentes entre os componentes da ferramenta. Esta porção de material fica presa entre os componentes da ferramenta e não tem como ser utilizada para preencher a junta após o processo, resultando em uma leve perda de material durante o processo de RFSSW.

Além dos defeitos volumétricos, também há a presença de elementos geométricos característicos nas juntas soldadas por RFSSW como a linha de união (*bonding ligament*) e a cunha (*hook*), apresentados na Figura 3.8.

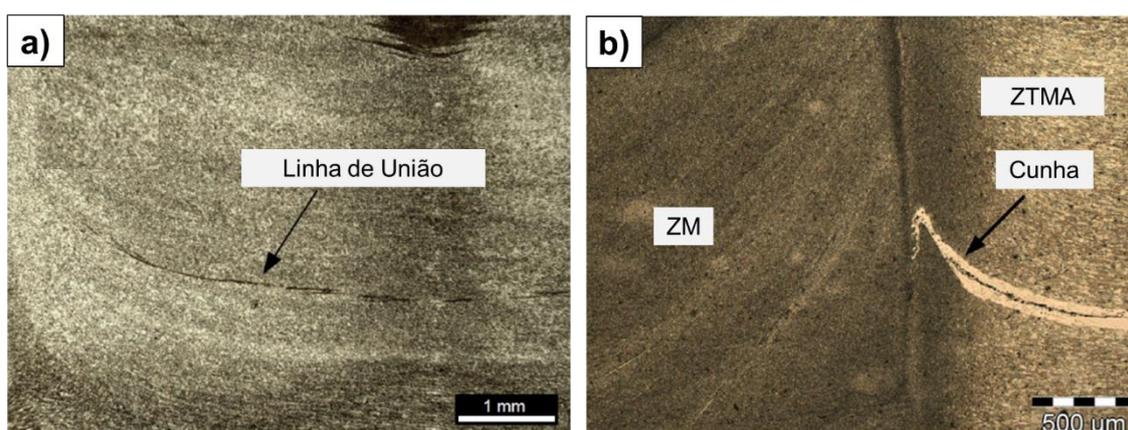


Figura 3.8 - Elementos geométricos característicos de uma solda produzida por RFSSW. a) Linha de união [14] e b) cunha [41].

A linha de união (Figura 3.8 (a)) é uma região de interface que fica entre as chapas superior e inferior, podendo ser considerada como uma fina camada de óxido presente na superfície das chapas que não é completamente quebrada, e sua formação é associada com o fluxo de material imposto pela ferramenta durante o processo. Dependendo da profundidade de penetração utilizada durante o processo, a linha de união pode ser uma região com boa adesão entre as chapas superior e inferior, sendo uma região resistente da solda, ou pode ser uma região pouco resistente da solda, sendo uma região inicial para propagação de trincas.

A cunha (Figura 3.8 (b)) é caracterizada como uma característica geométrica das soldas produzidas por RFSSW, correspondendo a uma região de transição entre as regiões soldada e não soldada. A cunha possui uma forte influência nas propriedades mecânicas das juntas soldadas pois a sua ponta pode atuar como uma região preferencial para a nucleação de trincas. O perfil da geometria da cunha é determinado principalmente pelo fluxo de material e pelos parâmetros de processo, sendo a profundidade de penetração e a velocidade de rotação os parâmetros que apresentam maior influência em sua geometria final. Hessel et al. [16] investigaram a formação dos perfis da cunha em juntas soldadas da liga AA6082-T6 com 2 mm de espessura. Foi observada a formação de perfis aproximadamente planos, curvados para baixo e curvados para cima, respectivamente, para profundidades de penetração de 1,9 mm, 2,1 mm e 2,3 mm. Zhao et al. [41] e Cao et al. [42] observaram que a profundidade de penetração exerce uma influência positiva na resistência ao cisalhamento das soldas. Entretanto, com o aumento da profundidade de penetração, a partir de uma determinada profundidade, há uma diminuição considerável da resistência ao cisalhamento das juntas, devido ao perfil excessivamente curvado da cunha.

3.2.4 Aporte térmico do processo

Su et al. [43] propuseram uma expressão matemática composta por duas contribuições para determinar o aporte de calor total gerado durante o processo de FSSW através da Equação 3.1:

$$Q = \sum_{n=1}^{n=N} F(n)(x_n - x_{n-1}) + \sum_{n=1}^{n=N} T(n)\omega(n)\Delta t \quad (3.1)$$

A primeira contribuição corresponde ao movimento vertical da ferramenta, onde F é a força axial aplicada e x é a profundidade de penetração da ferramenta. A segunda parte da equação corresponde a rotação da ferramenta, onde T é o torque associado à rotação da ferramenta, ω é a velocidade angular (rad/s) e Δt é o tempo total de soldagem. Entretanto, neste mesmo estudo foi reportado que a contribuição do torque é aproximadamente

200 vezes maior que a contribuição da força axial. Dessa forma, a equação para o cálculo do aporte de calor pode ser simplificada e expressada através da Equação 3.2:

$$Q = \sum_{n=1}^{n=N} T(n)\omega(n)\Delta t \quad (3.2)$$

Li et al. [44] propuseram um modelo para o cálculo do aporte total de calor durante o processo de RFSSW de acordo com a geometria da ferramenta utilizada neste processo, apresentada na Figura 3.9. Neste modelo foram consideradas quatro contribuições para a determinação da energia total, sendo as seguintes: (Q1) geração de calor entre a ponta do pino e o material plastificado; (Q2) geração de calor entre a ponta da camisa e o material plastificado; (Q3 + Q4) geração de calor entre as paredes interna e externa da camisa e o material plastificado. A partir destas quatro interfaces, a quantidade de calor total gerado durante o processo de RFSSW pode ser calculado através da Equação 3.3:

$$Q = \frac{2}{3} \tau \pi \omega \{ r_{camisa}^3 + 3[r_{pino}^2(h_p + h_r) + r_{camisa}^2 h_p] \} \quad (3.3)$$

Onde τ , ω , r_{camisa} , r_{pino} , h_p e h_r são tensão de cisalhamento na superfície de contato, velocidade angular, raio da camisa, raio do pino, profundidade de penetração da camisa e profundidade de retração do pino, respectivamente.

A Figura 3.9 (a) e 3.9 (b) apresenta uma representação esquemática da ferramenta utilizada no processo de RFSSW e os resultados dos ciclos térmicos obtidos em diferentes velocidades de rotação.

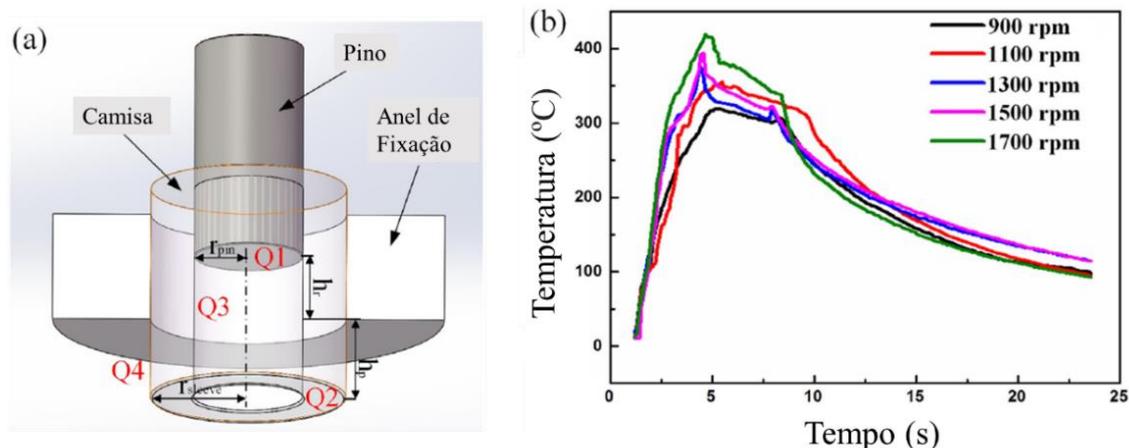


Figura 3.9 - (a) Representação esquemática da ferramenta utilizada no processo de RFSSW e interfaces de geração de calor utilizadas na Equação 3.3 e (b) ciclos térmicos aferidos para diferentes velocidades de rotação. Adaptado de [44].

Os resultados obtidos concordaram bem com o modelo proposto. Apesar da velocidade de rotação ser um dos parâmetros de processo mais importantes na soldagem por ponto por fricção, um aumento contínuo deste parâmetro pode resultar no coalescimento de precipitados e na diminuição do aporte térmico devido à redução da viscosidade do material, resultando na formação de juntas soldadas com menor resistência mecânica.

3.2.5 Perspectivas do processo

O processo de RFSSW foi patenteado em 2004, sendo, portanto, relativamente novo. Entretanto, o número de trabalhos publicados envolvendo este processo vem aumentando com o decorrer dos anos, como apresentado na Figura 3.10.

A partir da ferramenta de busca avançada na base de dados científicos *Web of Science*, foram encontrados 162 resultados referentes apenas a artigos científicos com os termos “*friction spot weld**” ou “*refill friction stir spot weld**” ou “*FSpW*” ou “*RFSSW*”. Quando os termos “*aluminum*” ou “*aluminium*” foram adicionados em conjunto com os termos acima mencionados, foram encontrados 139 resultados. Ou seja, aproximadamente 85,8% dos artigos

científicos envolvendo o processo de RFSSW são com ligas de alumínio, seja em combinações com ligas similares ou dissimilares.

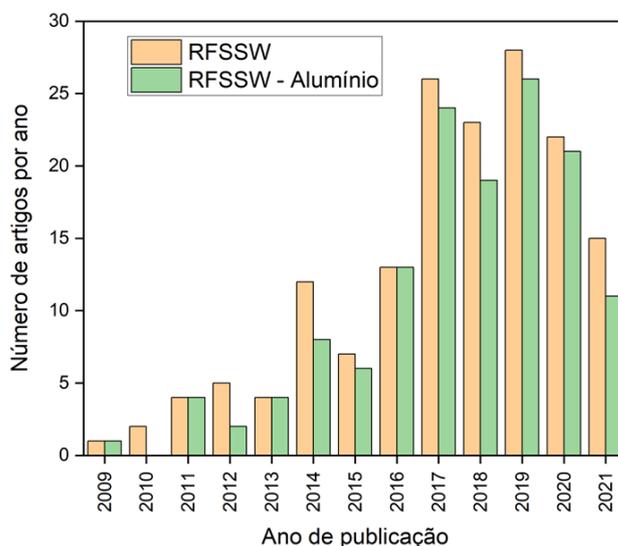


Figura 3.10 - Comparação entre o número de artigos publicados por ano sobre o processo de RFSSW e sobre o processo de RFSSW utilizando ligas de alumínio. Fonte: Próprio autor.

A aplicação do processo de soldagem por ponto por fricção tem sido estudada para diversas combinações de materiais. Como mencionado nas seções anteriores, devido às dificuldades e limitações de soldar algumas ligas de alumínio através de processos de soldagem por fusão, o processo de RFSSW tem se tornado um processo de união importante para estas ligas. Entretanto, apesar de corresponder a aproximadamente 86% dos artigos científicos, foram encontrados poucos trabalhos utilizando ligas dissimilares de alumínio. Ou seja, a maior parte dos estudos avaliaram juntas soldadas entre ligas de alumínio similares e entre ligas de alumínio com outros materiais como ligas de titânio, ligas de magnésio e aços. A Tabela 3.3 apresenta de forma resumida as combinações de material, as faixas de parâmetros e os objetivos dos trabalhos encontrados na literatura que estudaram a formação das juntas soldadas de ligas dissimilares de alumínio pelo processo de soldagem por ponto por fricção.

Tabela 3.3 - Resumo das combinações de material, faixa de parâmetros utilizados e escopos de trabalho encontrados na literatura para o processo de soldagem por ponto por fricção de ligas dissimilares de alumínio.

Combinação de Material	Faixa de Parâmetros Utilizados	Objetivo do Trabalho
Alclad 7050-T7451 (2.5 mm) e Alclad 2524-T3 (2 mm) [45]	VR = 1500 rpm PP = 2.7 mm VP = 1 mm/s	Avaliação do ciclo térmico, microestrutura e propriedades mecânicas das soldas
6022-T4 (0.9 mm) e 7075-T6 (2 mm) [46]	VR = 1900, 2200 e 2500 rpm PP = 0.9, 1.2 e 1.5 mm VP = 1.8, 2.4 e 3 mm/s	Avaliação dos efeitos do <i>design</i> da ferramenta e dos parâmetros de processo na microestrutura e nas propriedades mecânicas das soldas
6022-T4 (0.9 mm) e 7075-T6 (2 mm) [47]	VR = 2200 rpm PP = 1.2 mm VP = 2.4 mm/s	Avaliação do fluxo de material utilizando uma ferramenta com ranhuras
Alclad 2219-T6 (1.5 mm) e 7075-T6 (2 mm) [48]	VR = 1500 e 2100 rpm PP = 1.7, 1.9 e 2.1 mm TP = 2 s e TR = 2 s	Comparação microestrutural, de propriedades mecânicas e modo de falha entre o processo convencional de RFSSW utilizando a variante camisa e o processo de RFSSW utilizando a variante camisa com uma etapa inicial de penetração do pino
5754-H22 (1.2 mm) e 6061-T6 (1.2 mm) [49]	VR = 1000, 1500 e 2000 rpm PP = 1.2, 1.4 e 1.6 mm VP = 3, 3.5 e 4 mm/s	Investigação do efeito dos parâmetros de processo na ocorrência de defeitos nas soldas e determinação de um modelo matemático para a resistência ao cisalhamento em função dos parâmetros de processo
2195-T6 (2 mm) e 2219-O (2 mm) [50]	VR = 1000, 1300 e 1600 rpm PP = 2.2, 2.5 e 2.8 mm VP = 1 mm/s	Investigação do efeito dos parâmetros de processo na microestrutura e nas propriedades mecânicas da solda

A partir da Tabela 3.3 é possível observar que praticamente todos os trabalhos, com exceção do quinto, utilizam ligas de alumínio endurecíveis por precipitação (2xxx, 6xxx e 7xxx), visto que estas ligas, quando soldadas através de técnicas convencionais de soldagem, podem apresentar defeitos como porosidades, trincas de solidificação e coalescimento e/ou dissolução dos precipitados, comprometendo o desempenho mecânico da junta soldada. Além disso, com relação aos parâmetros de processo utilizados, a velocidade de rotação apresenta uma ampla faixa de valores, variando de 1000 até 2500 rpm. Com relação à profundidade de penetração, praticamente sempre a ferramenta penetra na chapa inferior, sendo um fator bastante determinante para a união metalúrgica da solda e, conseqüentemente, para a sua resistência mecânica. Como pode ser observado, a avaliação das propriedades mecânicas das soldas é o principal objetivo da maioria dos estudos, uma vez que as principais aplicações destas soldas são nas indústrias automobilística, aeroespacial e naval. Outro ponto que vale ser destacado é sobre o trabalho de Ferreira et al. [49], também desenvolvido em parceria com o instituto alemão HZH. Como apresentado na Tabela 3.3, o objetivo do trabalho foi investigar o efeito dos parâmetros de processo na ocorrência de defeitos nas juntas soldadas e determinar, através de um modelo matemático, a resistência ao cisalhamento em função desses parâmetros para a combinação AA7554-H22/AA6061-T6. Como conclusão foi possível observar que a profundidade de penetração, a interação entre velocidade de penetração-velocidade de rotação e o termo quadrado da velocidade de rotação foram os fatores com maior contribuição na resistência ao cisalhamento. Além disso, a baixa fluidez do material plastificado foi identificada como a principal responsável pela ocorrência dos vazios internos. Estes foram eliminados a partir do aumento da velocidade de rotação, produzindo soldas livres de defeitos e com boa resistência mecânica.

3.3 Soldagem das ligas de alumínio 2219 e 5A06

Cao et al. [48] investigou a soldagem por ponto por fricção entre as ligas 2219 e 7075 com o objetivo de comparar a microestrutura, as propriedades mecânicas e os modos de falha da solda. Neste estudo, as soldas foram produzidas de duas formas: através do processo convencional de RFSSW,

utilizando apenas a variante penetração da camisa; e através de uma variação do processo convencional, onde foi realizada uma etapa adicional da penetração do pino, anterior à etapa de penetração da camisa. A etapa adicional resultou na produção de soldas sem defeitos na região da interface entre as chapas e em maiores valores de resistência ao cisalhamento em comparação com o processo convencional.

Reimann et al. [30] investigaram a utilização de uma variação do processo de RFSSW, conhecida como *keyhole repair*. Esta técnica consiste em preencher, através da soldagem por ponto por fricção, a cavidade deixada na solda pelo processo de FSW. Neste estudo, foi utilizada a liga 2219-T851 com espessuras de 3 e 6 mm para preencher duas cavidades com 7,5 mm de diâmetro, uma com 3 mm de espessura e outra com 6 mm de espessura. O objetivo deste estudo foi analisar a influência do ciclo térmico do processo na sequência de precipitação da liga e correlacionar a microestrutura com as propriedades mecânicas.

Lei et al. [7] compararam a influência dos processos TIG e FSW na formação microestrutural e nas propriedades mecânicas resultantes a temperatura ambiente e a temperatura de -196 °C para a liga 2219-T87. As soldas por FSW apresentaram valores superiores de limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento total em comparação com os valores obtidos para as soldas produzidas por TIG em ambas as temperaturas.

Liu et al. [51] investigaram o processo de RFSSW da liga 5A06, com 2 mm de espessura, utilizando um dispositivo ultrassônico. Como resultado, foram obtidos valores superiores de resistência ao cisalhamento em comparação com os valores obtidos para as soldas produzidas sem o dispositivo.

Os estudos já reportados, tanto para ligas similares quanto dissimilares, abordam diferentes propósitos como otimização de parâmetros de processo, influência dos parâmetros nas propriedades finais da junta soldada, resistência à corrosão, resistência à fadiga e formação de intermetálicos durante o processo. Entretanto, para a combinação entre as ligas de alumínio 2219 e 5A06, não há estudos com o processo de RFSSW.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Fluxograma de atividades experimentais

As atividades que foram desenvolvidas neste projeto estão apresentadas esquematicamente no fluxograma da Figura 4.1. A descrição de cada uma destas etapas específicas será detalhada nas seções seguintes.

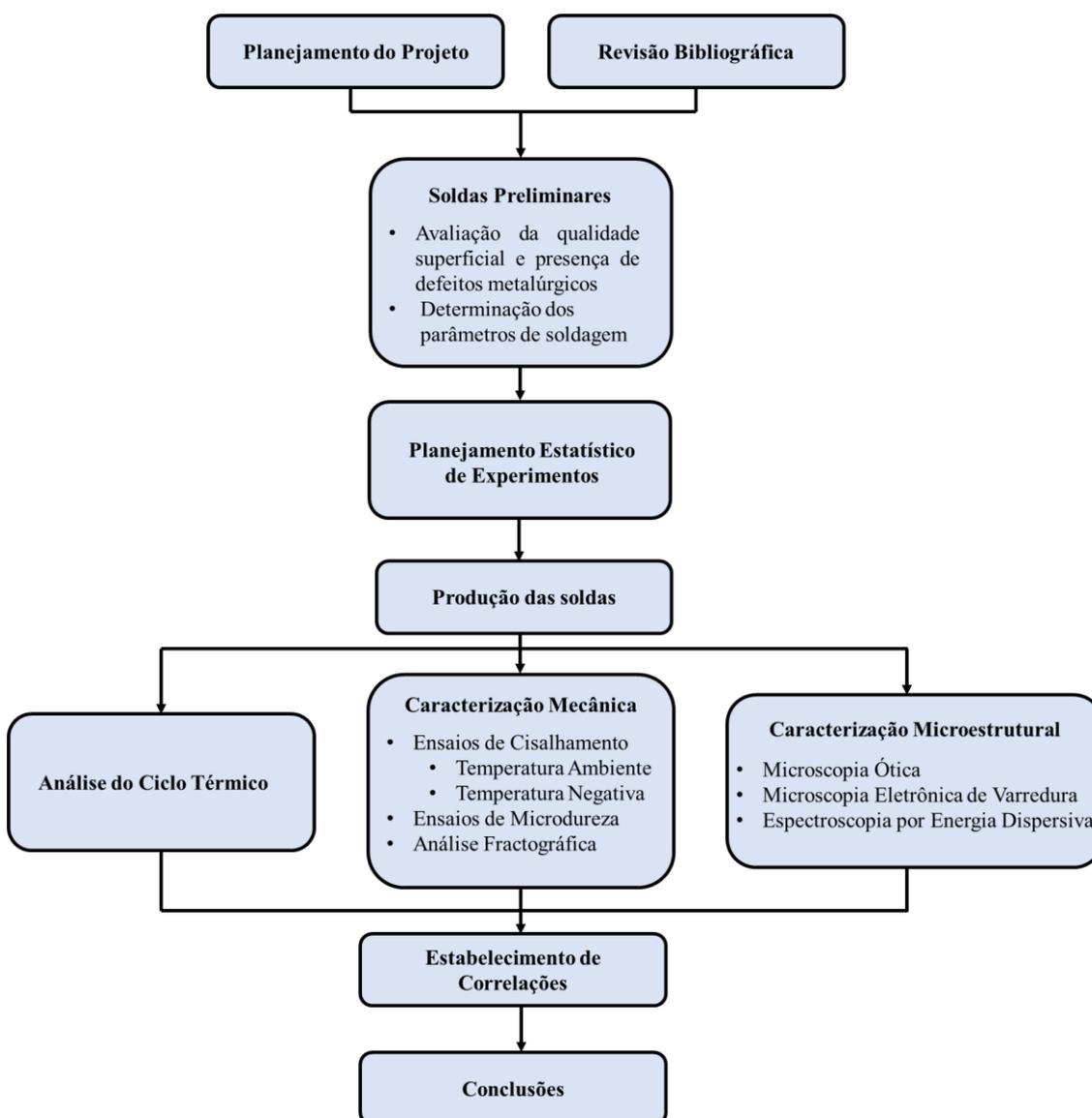


Figura 4.1 - Fluxograma das atividades experimentais propostas para o projeto.

Fonte: Próprio autor.

4.2 Materiais

Os materiais utilizados neste projeto foram as ligas de alumínio 5A06-O e 2219-T87, fornecidas pela *Shangai Aerospace Equipments Manufacturer* (SAEM) na forma de chapas com 100 mm de comprimento e 26 mm de largura, com espessuras de 3 mm para a liga 5A06-O e de 4 mm para a liga 2219-T87. A Figura 4.2 apresenta a microestrutura da seção transversal dos materiais base.

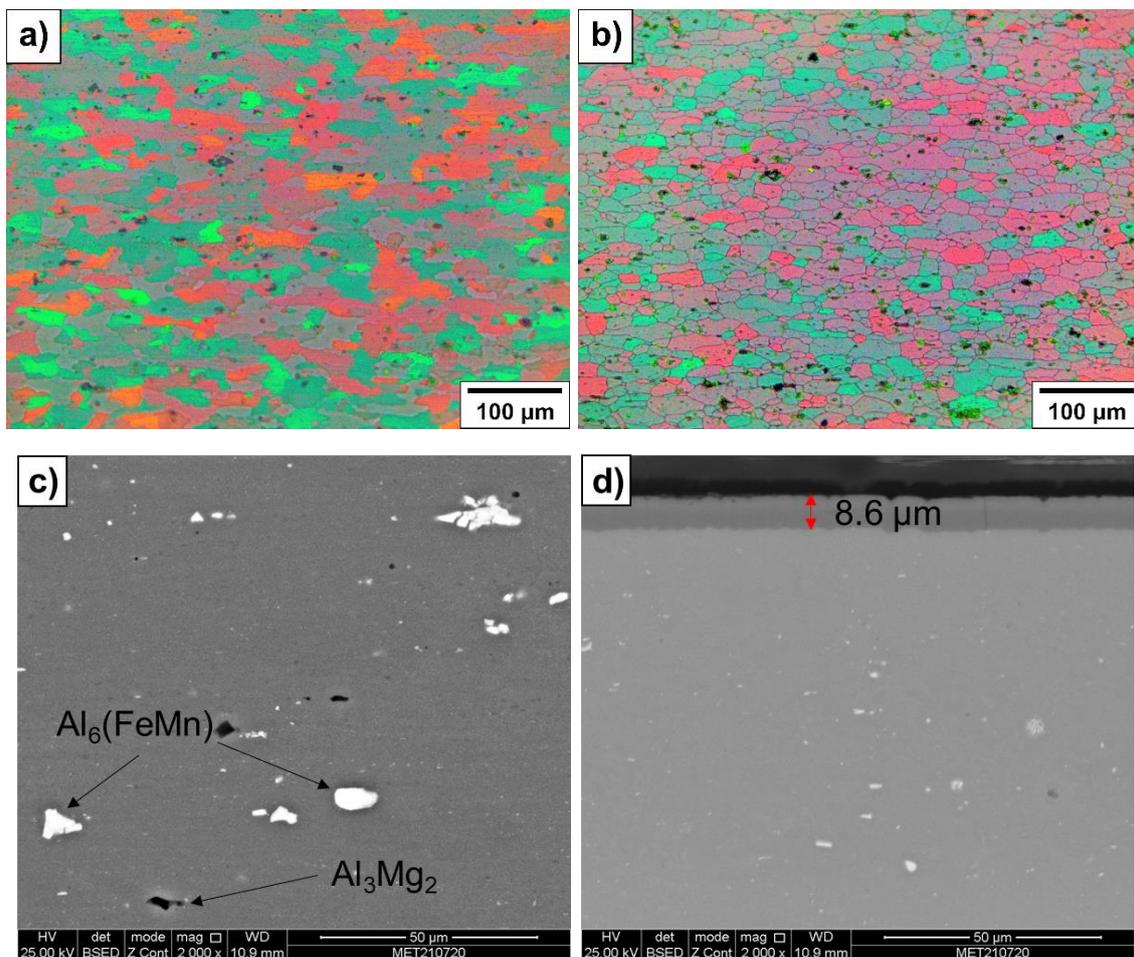


Figura 4.2 - Microestrutura da seção transversal dos materiais base. a) e c) 5A06-O, b) e d) 2219-T87. Fonte: Próprio autor.

A liga 5A06 não é tratável termicamente e a designação O corresponde a um recozimento a temperaturas em torno de 340 °C seguido de resfriamento rápido. Este tratamento é normalmente realizado com o objetivo de melhorar a tenacidade e a ductilidade. A Figura 4.2 (c) apresenta, através da micrografia eletrônica de varredura, as fases $Al_6(FeMn)$ e Al_3Mg_2 presentes na liga 5A06. A

liga 2219 é tratável termicamente e a designação T87 corresponde a um tratamento de solubilização, trabalho a frio e envelhecimento artificial para a formação de precipitados. As chapas da liga 2219-T87 possuíam um recobrimento de óxido de alumínio (Al_2O_3) com espessura aproximada de 8,6 μm , conforme apresentado na micrografia eletrônica de varredura na Figura 4.2 (d). As composições químicas das ligas utilizadas neste projeto foram aferidas através de EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) e estão apresentadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição das ligas 5A06-O e 2219-T87 utilizadas neste projeto.

Material	Composição química (% peso)			
	Mg	Mn	Fe	Al
5A06-O	6,68	0,75	0,26	Bal.
2219-T87	6,80	0,35	0,21	Bal.

4.3 Metodologia

4.3.1 Produção das soldas

As juntas soldadas foram produzidas no centro de pesquisa alemão *Helmholtz-Zentrum Hereon*. Para a produção das soldas foi utilizada a máquina *Harms & Wende RPS200* através da variante “penetração da camisa”. A ferramenta utilizada na produção das soldas é composta por três componentes distintos e com sistemas de atuação independentes: anel de fixação, pino e camisa. Os dois primeiros eram feitos de *Hotvar*, um aço ferramenta para trabalho a quente, e a camisa era feita de carbeto de tungstênio ligado ao cobalto (WC-Co). Além disso, o pino e a camisa possuíam roscas em suas paredes externas com o intuito de melhorar o fluxo de material durante o processo.



Figura 4.3 - Máquina Harms & Wende RPS200 utilizada para a produção das soldas.

Diferentemente do que ocorre convencionalmente no processo de RFSSW, neste projeto, ao final do processo, a ferramenta não retorna ao nível da superfície da chapa superior. Tanto o pino quanto a camisa ficam a 0,1 mm abaixo da superfície da chapa superior, como apresentado na Figura 4.4. Esta configuração foi utilizada com o objetivo de aumentar a velocidade de deslocamento do pino, resultando em um preenchimento mais homogêneo do material plastificado na junta soldada. Uma melhor explicação sobre essa configuração será apresentada na seção de resultados e discussão.

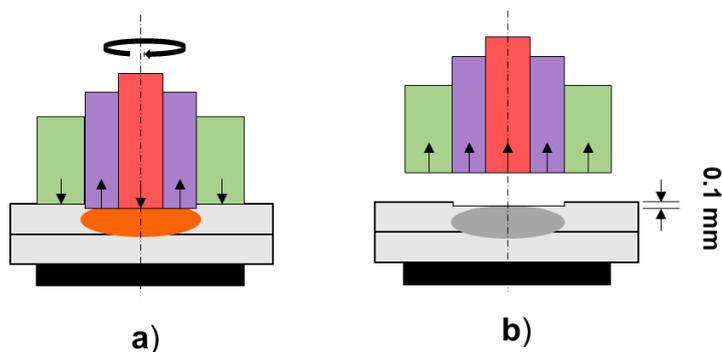


Figura 4.4 - Ilustração esquemática do processo de RFSSW utilizando o offset de 0,1 mm. a) Etapa de preenchimento mostrando a retração da camisa até 0,1 mm abaixo da superfície da chapa superior e a penetração do pino até 0,1 mm abaixo da superfície da chapa superior e b) junta soldada com uma indentação de 0,1 mm na superfície.

4.3.2 Planejamento Estatístico de Experimentos

Inicialmente, foram produzidas soldas preliminares de maneira sistemática, com o intuito de determinar uma janela de processamento adequada para a combinação de material a ser estudada. Isto se deu através de uma ampla variação dos parâmetros e posterior análise visual da qualidade superficial da solda e da presença de defeitos geralmente observados neste processo como vazios, preenchimento incompleto e falta de mistura.

Após os parâmetros da janela de processamento terem sido definidos, foi realizado o planejamento estatístico de experimentos com o intuito de determinar uma condição otimizada que maximizasse a resistência ao cisalhamento para a combinação em estudo e entender a influência de cada parâmetro nesta propriedade mecânica. O modelo escolhido para realizar este planejamento foi o *Box-Behnken* e os parâmetros escolhidos foram velocidade de rotação (VR), profundidade de penetração (PP) e velocidade de penetração (VP), com o tempo de mistura (TM) constante em 1 segundo. A tabela com os parâmetros de processo e os seus respectivos níveis são apresentados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Parâmetros do processo de RFSSW utilizados neste projeto e seus respectivos níveis.

Parâmetros de soldagem	Níveis		
	-1	0	+1
Velocidade de rotação (rpm)	1000	1500	2000
Profundidade de penetração (mm)	2,8	3,0	3,2
Velocidade de penetração (mm/s)	1,0	1,5	2,0

4.3.3 Ensaios mecânicos

Os ensaios de cisalhamento (*Lap Shear Tests*) foram realizados em uma máquina universal de ensaios *Zwick-Roell 1478* de acordo com a especificação da *American Welding Society (AWS) – AWS D17.2/D17.2M:2013 Specification for Resistance Welding for Aerospace Applications* [52], com velocidade de

deslocamento de 1 mm/min à temperatura ambiente e após 6 dias da produção das soldas, visto que a liga 2219-T87 é tratável termicamente. Além disso, também foram realizados ensaios de cisalhamento à temperatura negativa (-55 °C). A única diferença entre as máquinas que foram utilizadas para os ensaios à temperatura ambiente e à temperatura negativa é que esta última possuía uma câmara acoplada a um reservatório de nitrogênio líquido. Para este ensaio, foi esperado um tempo de 15 minutos para que a temperatura fosse estabilizada no corpo de prova. A configuração do corpo de prova para os ensaios de ensaio de cisalhamento, tanto à temperatura ambiente quanto à temperatura negativa, está representada na Figura 4.5.

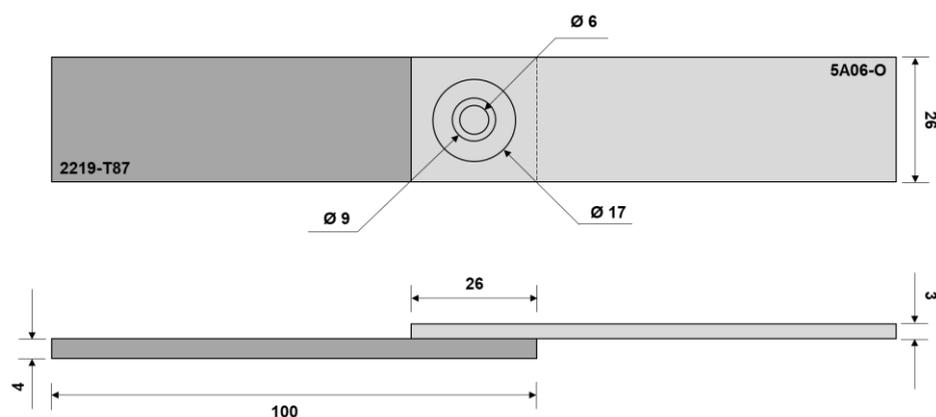


Figura 4.5 - Ilustração esquemática de um corpo de prova para o ensaio de resistência ao cisalhamento e microestrutura transversal à direção de laminação de cada material base. Dimensões em mm.

As superfícies de fratura obtidas após os ensaios de cisalhamento, tanto para a temperatura ambiente quanto para a temperatura negativa, foram analisadas com o intuito de avaliar os principais aspectos e as suas morfologias. Esta análise foi realizada com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura *Quanta 400 FEI*.

Os perfis de microdureza foram realizados na seção transversal da junta soldada, na espessura média das chapas superior (1,5 mm) e inferior (2 mm), utilizando um durômetro *Struers DuraScan*, seguindo a norma ASTM E384-17 [53]. A carga utilizada foi de 100 gf (HV 0.1) durante 10 segundos, com um espaçamento de 150 μm entre as indentações.

4.3.4 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada com o objetivo de analisar as diferentes zonas e a presença de eventuais defeitos na seção transversal das soldas. Inicialmente as soldas foram cortadas transversalmente e embutidas a frio em resina polimérica. Após isto, foram realizadas as etapas de lixamento utilizando uma lixa #320, com o objetivo de atingir o centro da solda, e de polimento com suspensões de diamante com diferentes granulometrias (9 μm , 3 μm e 1 μm), em um equipamento *Struers TegraPol-31*. Na última etapa de polimento foi utilizada uma suspensão de sílica coloidal à base de água. Ao final desta etapa, as amostras foram atacadas eletroliticamente utilizando o reagente *Barker* (5 mL de HBF_4 em 200 mL de H_2O), com uma voltagem de 20 V durante 60 segundos e analisadas em microscópio ótico com luz polarizada.

4.3.5 Monitoramento do ciclo térmico

O ciclo térmico durante o processo de soldagem foi medido utilizando um sistema composto por três termopares tipo-K com 0,5 mm de diâmetro conectados a um sistema de aquisição de dados *National Instruments SCXI*, integrado a um computador. Os termopares foram posicionados 0,2 mm abaixo da superfície da chapa inferior, sendo dispostos a 0, 3,75 e 5,9 mm de distância da linha central da junta soldada, conforme apresentado na Figura 4.6. Essa disposição corresponde às zonas de influência do pino, da camisa e do anel de fixação, respectivamente, de modo a obter a distribuição de temperatura nas principais regiões da solda e, conseqüentemente, auxiliar no estudo do comportamento metalúrgico da solda.

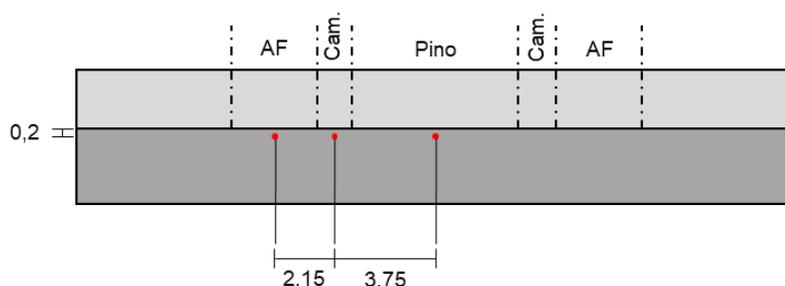


Figura 4.6 - Representação esquemática do posicionamento dos termopares durante a aferição do ciclo térmico. Dimensões em mm.

4.3.6 Análise do fluxo de material

A análise do fluxo de material foi realizada com o objetivo de uma melhor compreensão da formação da solda e alguns elementos característicos. As soldas foram produzidas através da técnica de *stop-action*, que consiste na interrupção do processo de soldagem durante a penetração e a retração da ferramenta em diferentes posições. O processo é interrompido pressionando o botão de emergência da máquina de RFSSW, quando a posição desejada é atingida pela ferramenta. Após isso, a amostra é imediatamente resfriada em água para garantir as características microestruturais daquele momento do processo. No presente projeto, as soldas foram interrompidas nas posições de 1 mm, 2 mm e 3 mm, durante a etapa de penetração da camisa, e nas posições de 2 mm, 1 mm e 0,1 mm (solda completa), durante a etapa de retração da camisa. Todas as amostras obtidas nessa etapa foram preparadas de acordo com o procedimento metalográfico descrito na seção 4.3.4. As análises foram realizadas com o auxílio da microscopia ótica.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Definição da janela de processamento

Inicialmente, com o intuito de determinar uma janela de processamento adequada para o planejamento estatístico de experimentos, foram realizadas várias soldas preliminares. Durante esta etapa, os principais parâmetros (velocidade de rotação, velocidade de penetração, profundidade de penetração, tempo de mistura e força axial) do processo de soldagem por ponto por fricção foram testados e variados para diferentes valores. Após os testes, a qualidade superficial da solda e a presença de defeitos internos na solda foram os fatores observados para a definição da janela de processamento.

Como mencionado anteriormente na seção 4.3.2, os parâmetros escolhidos para o planejamento estatístico foram velocidade de rotação, profundidade de penetração e velocidade de penetração. Os valores para os quais estes parâmetros foram variados estão indicados na Tabela 4.2, contida também na seção 4.3.2.

5.2 Otimização do processo

Conforme mencionado, após a definição da janela de processamento, o modelo e a variável de resposta escolhidos para o planejamento estatístico foram o Box-Benhken e a resistência ao cisalhamento, respectivamente. Este modelo consiste de uma superfície de resposta onde são realizadas 15 corridas, sendo 12 corridas com combinações diferentes de parâmetros (ponto médio de cada aresta do cubo) e 3 corridas com a combinação central, como apresentado na Figura 5.1.

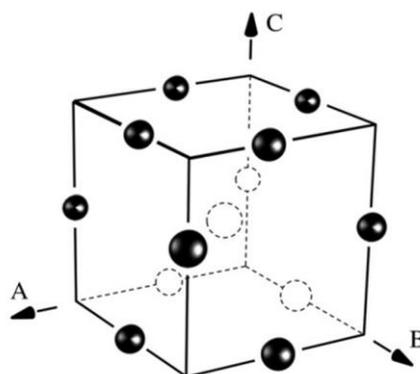


Figura 5.1 - Representação esquemática do modelo Box-Behnken para três fatores [52].

As corridas foram geradas em ordem aleatória pelo software Minitab® 19 e testadas exatamente na mesma ordem. A Tabela 5.1 apresenta as combinações de parâmetros para cada uma das corridas.

Tabela 5.1 - Combinações de parâmetros para as 15 corridas geradas pelo Minitab® 19. VR = velocidade de rotação; VP = velocidade de penetração; PP = profundidade de penetração; TP = tempo de penetração; TR = tempo de retração.

Corrida	VR (rpm)	VP (mm/s)	PP (mm)	TP (s)	TR (s)
1	1000	1,5	2,8	1,867	1,800
2	1500	2	3,2	1,600	1,550
3	1500	1,5	3	2,000	1,933
4	1500	1	2,8	2,800	2,700
5	2000	2	3	1,500	1,450
6	2000	1	3	3,000	2,900
7	1500	1,5	3	2,000	1,933
8	1000	2	3	1,500	1,450
9	2000	1,5	2,8	1,867	1,800
10	1000	1,5	3,2	2,133	2,067
11	1500	1,5	3	2,000	1,933
12	2000	1,5	3,2	2,133	2,067
13	1000	1	3	3,000	2,900
14	1500	1	3,2	3,200	3,100
15	1500	2	2,8	1,400	1,350

Os tempos de penetração (TP) e retração (TR) foram calculados de acordo com as seguintes equações:

$$TP = \frac{PP}{VP} \quad TR = TP - \left(\frac{0,1}{VP}\right)$$

Conforme apresentado na seção 4.3.1, foi utilizada uma configuração diferente no processo de RFSSW, chamada de *offset* 0,1. Convencionalmente, os tempos de penetração e retração costumam ser iguais e, ao final do processo, a ferramenta termina exatamente na superfície da chapa superior. Entretanto, devido à dificuldade de obter uma sequência de soldas sem defeitos volumétricos (vazios), ou seja, sem uma reprodutibilidade adequada, optou-se por utilizar essa configuração. O *offset* 0,1 consiste em retornar a ferramenta para uma posição 0.1 mm abaixo da superfície da chapa superior, o que explica o sinal de negativo na equação do TR, uma vez que a ferramenta percorrerá 0.1 mm a menos do que a profundidade determinada inicialmente.

Como as soldas estudadas nesse projeto visam ser aplicadas no setor aeroespacial, foi utilizada a norma AWS D17.2/D17.2M:2013 – *Specification for Resistance Welding for Aerospace Applications* – para fins de comparação. De acordo com esta norma, a chapa mais fina e o seu limite de resistência à tração devem ser considerados. No caso deste trabalho, a chapa mais fina é a da liga 5A06 e o valor máximo de LRT encontrado na literatura foi de 378 MPa [31]. Conforme consultado na norma, o valor mínimo de carga de ruptura em ensaios de cisalhamento, para uma liga de alumínio com limite de resistência à tração entre 240 e 385,9 MPa e espessura de 3 mm, é de 6,6 kN. A partir da Figura 5.2 é possível observar que apenas as combinações 9 e 15 não atingiram o valor mínimo de resistência ao cisalhamento previsto pela norma. Tendo em vista isso, foi realizada uma análise estatística para compreender a influência dos parâmetros nos resultados observados.

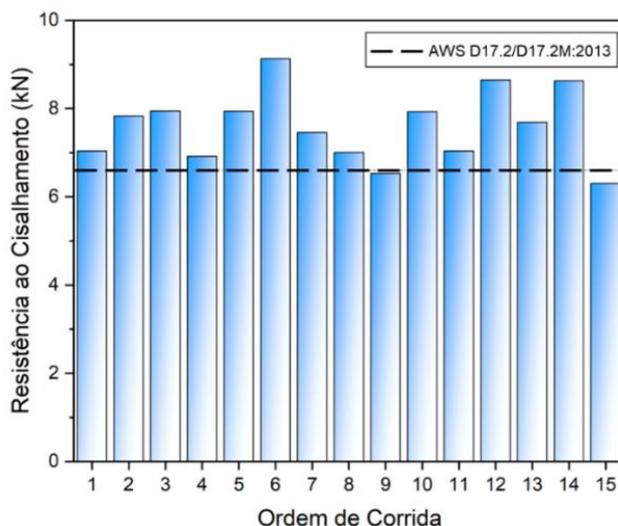


Figura 5.2 - Valores de resistência ao cisalhamento obtidos para cada corrida e valor de referência mínimo desta propriedade para a combinação de material estudada neste trabalho.

Após os valores experimentais terem sido obtidos, eles foram inseridos novamente no Minitab® 19 a fim de obter a análise de variância (ANOVA, do inglês *Analysis of Variance*) do modelo. Neste projeto, esta ferramenta estatística foi utilizada com o objetivo de validar o modelo empregado, além de avaliar a contribuição e influência dos parâmetros de processo na variável de resposta. Através desta primeira análise, apresentada no APÊNDICE A, foi possível observar que alguns termos não se mostraram estatisticamente significativos para o modelo. Dessa forma, foi feita a eliminação desses termos com o objetivo de melhorar o ajuste e a qualidade do modelo. A ANOVA e a resposta da resistência ao cisalhamento em função dos parâmetros de processo, após a eliminação dos termos, estão apresentadas na Tabela 5.2 e na Equação 5.1, respectivamente.

Tabela 5.2 - Análise de Variância (ANOVA) após eliminação de termos.

Fonte	Adj. SQ	GL	Adj. QM	Valor-F	Valor-p	Contribuição (%)
Modelo	8,353,628	6	1,392,271	7.85	0.005	85.48
Linear	7,328,747	3	2,442,916	13.7	0.002	74.99
VR	948,450	1	948,450	5.35	0.050	9.7
VP	1,517,012	1	1,517,012	8.55	0.019	15.52
PP	4,863,285	1	4,863,285	27.41	0.001	49.76
Quadrado	646,772	2	323,386	1.82	0.223	6.62
VR*VR	332,656	1	332,656	1.87	0.208	3.87
PP*PP	268,150	1	268,150	1.51	0.254	2.74
Interação de 2 fatores	378,108	1	378,108	2.13	0.182	3.87
VR*PP	378,108	1	378,108	2.13	0.182	3.87
Erro	1,419,496	8	177,437	-	-	14.52
Teste de Ajuste	1,006,011	6	167,668	0.81	0.644	10.29
Erro Puro	413,485	2	206,743	-	-	4.23
Total	9,773,124	14	-	-	-	100

Adj. SQ = soma dos quadrados ajustada; GL = graus de liberdade; Adj. QM = quadrados médios ajustados.

$$\begin{aligned}
 \text{RC (kN)} = & (-47748 - 12.13 * \text{VR} - 871 * \text{VP} + 39590 * \text{PP} + 0.001197 * \text{VR} * \\
 & \text{VR} - 6717 * \text{PP} * \text{PP} + 3.07 * \text{VR} * \text{PP})/1000
 \end{aligned}
 \tag{5.1}$$

Uma vez que o intervalo de confiança adotado foi de 95% (ou nível de significância, $\alpha = 0.05$), o modelo e os três parâmetros lineares, VR, VP e PP, se mostraram estatisticamente significantes, apresentando valor-p de 0.005, 0.050, 0.019 e 0.001, respectivamente.

De forma a facilitar a visualização da influência dos parâmetros na resposta do modelo, a Figura 5.3 apresenta um gráfico de Pareto com os respectivos efeitos analisados.

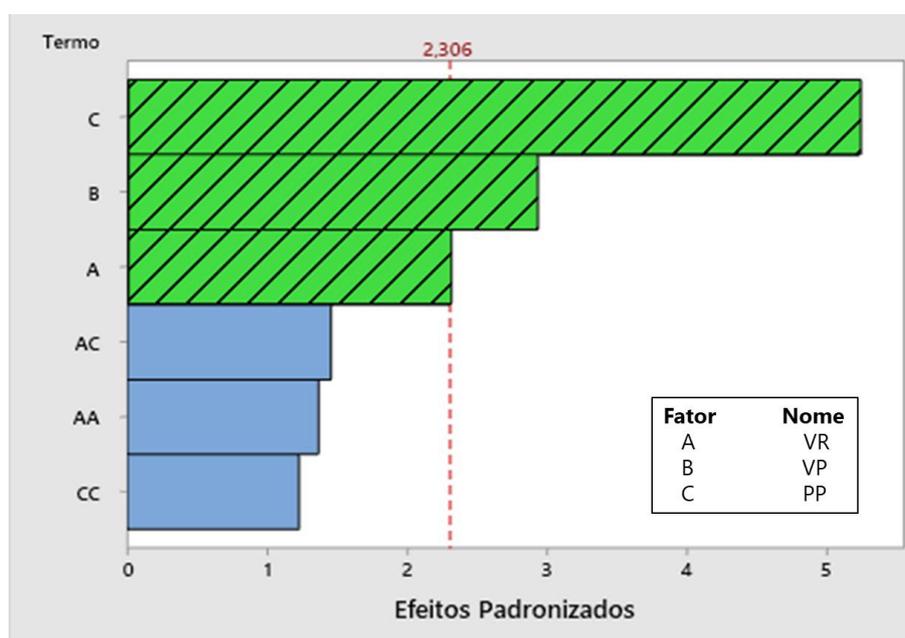


Figura 5.3 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados obtidos para o modelo após a eliminação de termos.

Conforme observado e explicado anteriormente, os parâmetros PP, VP e VR se apresentaram como os mais relevantes para o modelo, sendo destacados em verde na Figura 5.3. Em contrapartida, os termos quadrado (VR*VR e PP*PP) e interação de 2 fatores (VR*PP) não se apresentaram relevantes para o modelo. É válido destacar que antes da eliminação dos termos, apenas PP e VP se mostraram significativos para o modelo, conforme apresentado na Figura A.2 (APÊNDICE A). As contribuições da velocidade de rotação, da velocidade de penetração e da profundidade de penetração foram de 9,70%, 15,52% e 49,76%, respectivamente. Como reportado na literatura [14,55], a profundidade de penetração geralmente é um dos parâmetros mais significativos na resistência ao cisalhamento devido à sua influência na união

metalúrgica entre as chapas superior e inferior, visto que não há fusão no processo de soldagem por ponto por fricção.

De modo a verificar a qualidade de ajuste do modelo, foi plotado um gráfico entre os valores previstos pelo modelo e os medidos experimentalmente de resistência ao cisalhamento, conforme apresentado na Figura 5.4. Como observado, o modelo apresentou valor de $R^2 = 85,48\%$, indicando um bom ajuste entre os valores de resposta experimental e previsto. O valor de R^2 representa a porcentagem de variação na resposta que é explicada pelo modelo, ou seja, ele é utilizado para determinar quão bem os dados se ajustam ao modelo.

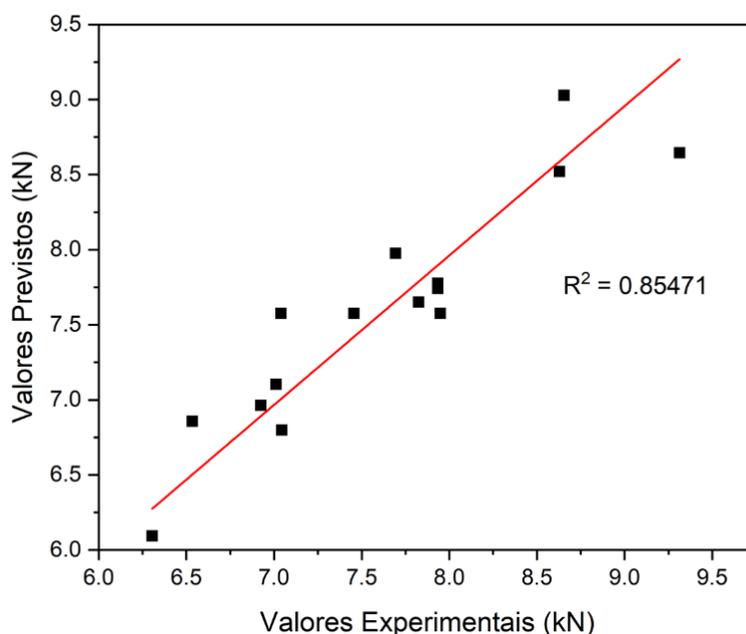


Figura 5.4 - Gráfico comparativo entre os valores previstos pelo modelo Box-Behnken e os valores obtidos experimentalmente de resistência ao cisalhamento.

As superfícies de resposta e seus respectivos gráficos de contorno estão apresentados na Figura 5.5, onde é possível observar os efeitos e as interações dos parâmetros de processo juntamente com a resistência ao cisalhamento.

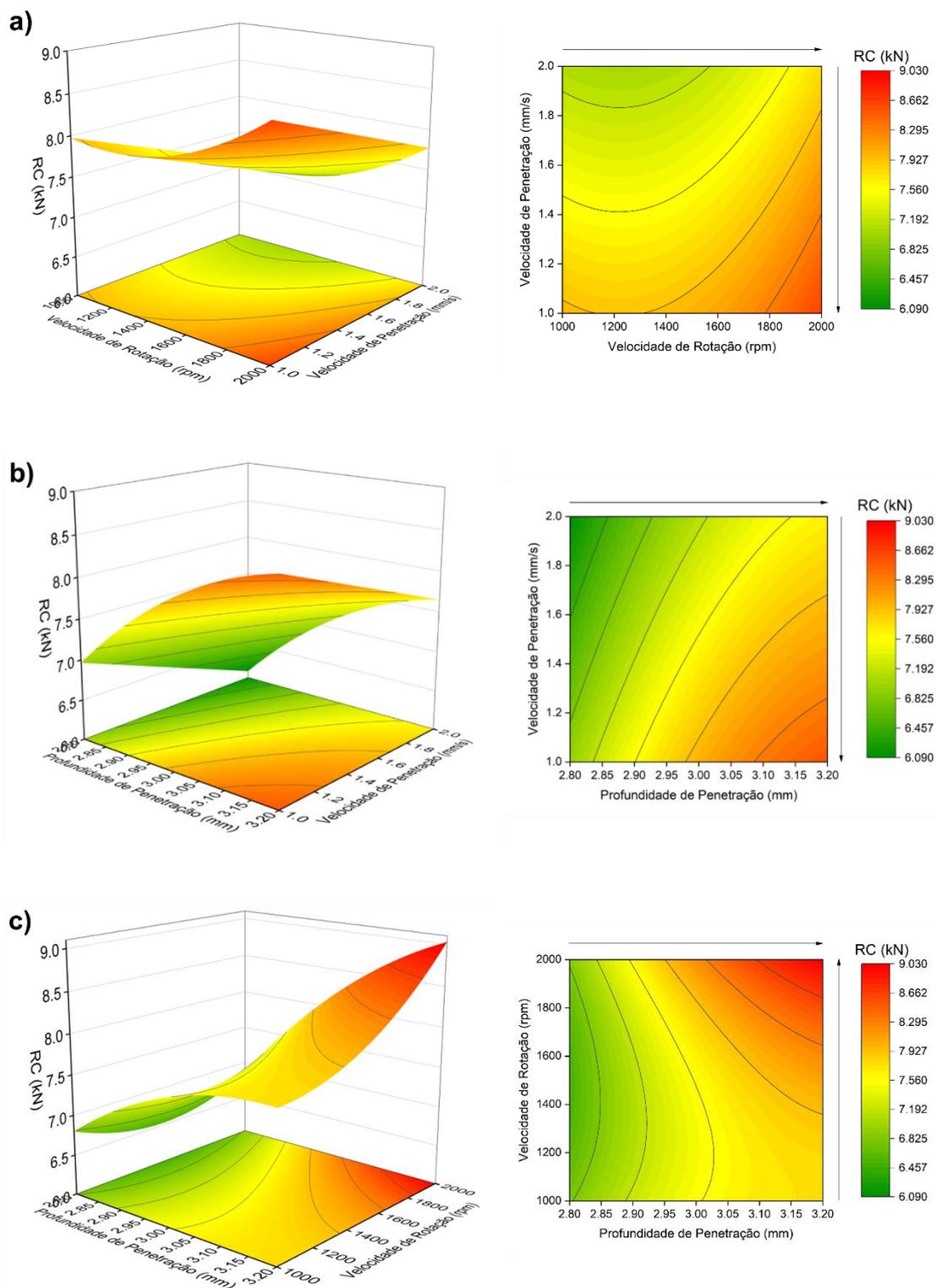


Figura 5.5 - Superfícies de respostas e gráficos de contorno da influência dos parâmetros de soldagem na resistência ao cisalhamento. A) VR x VP com PP constante em 3 mm, b) PP x VP com VR constante em 1500 rpm e c) PP x VR com VP constante em 1.5 mm.

A Figura 5.5 (a) apresenta a variação entre a VP e a VR, mantendo a PP constante em 3 mm (nível 0). É possível observar que, aumentando a VR até 2000 rpm e diminuindo a VP até 1 mm/s, o valor da resistência ao cisalhamento aumenta continuamente. Quando são utilizados valores baixos de VR e valores altos de VP, as juntas soldadas são menos resistentes devido ao aporte de calor insuficiente (baixa fluidez do material plastificado) e ao curto intervalo de tempo para acomodar o material plastificado.

A relação entre a VP e a PP, com a VR constante em 1500 rpm (nível 0), é apresentada na Figura 5.5 (b). Aumentando a PP até 3,2 mm e diminuindo a VP até 1 mm/s, como indicado pelas setas, a resistência ao cisalhamento aumenta. O principal motivo para este comportamento se deve pelo fato de que a PP apresenta uma grande influência na união metalúrgica da solda.

A Figura 5.5 (c) apresenta a relação entre VR e PP, com a VP constante em 1,5 mm/s (nível 0). Como mencionado anteriormente, VR e PP foram os dois parâmetros de processo mais significativos na resistência ao cisalhamento. É possível observar que aumentando a VR até 2000 rpm e a PP até 3,2 mm, como indicado pelas setas ao lado do gráfico de contorno, a resistência ao cisalhamento também aumenta. É válido ressaltar que não foram realizados testes adicionais, excedendo a janela de processamento, para verificar se valores ainda maiores de VR e PP aumentariam a resistência ao cisalhamento.

Após analisar as superfícies de resposta e os gráficos de contorno, os parâmetros otimizados fornecidos pelo Minitab® 19 foram VR = 2000 rpm, PP = 3,2 mm e VP = 1 mm/s, e a resposta otimizada prevista pelo mesmo software foi 9,5 kN, conforme apresentado na Figura 5.6, indicada pela linha tracejada verde.

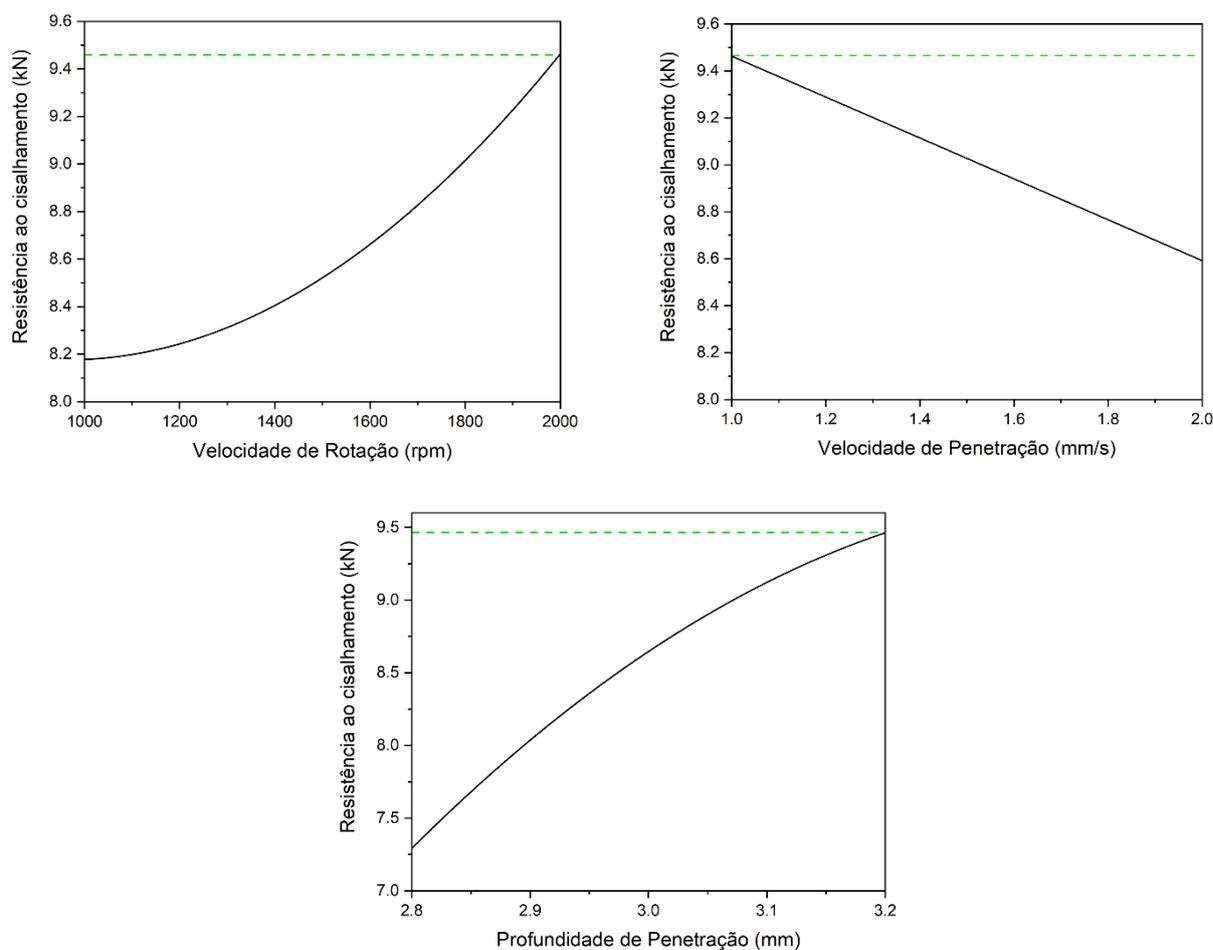
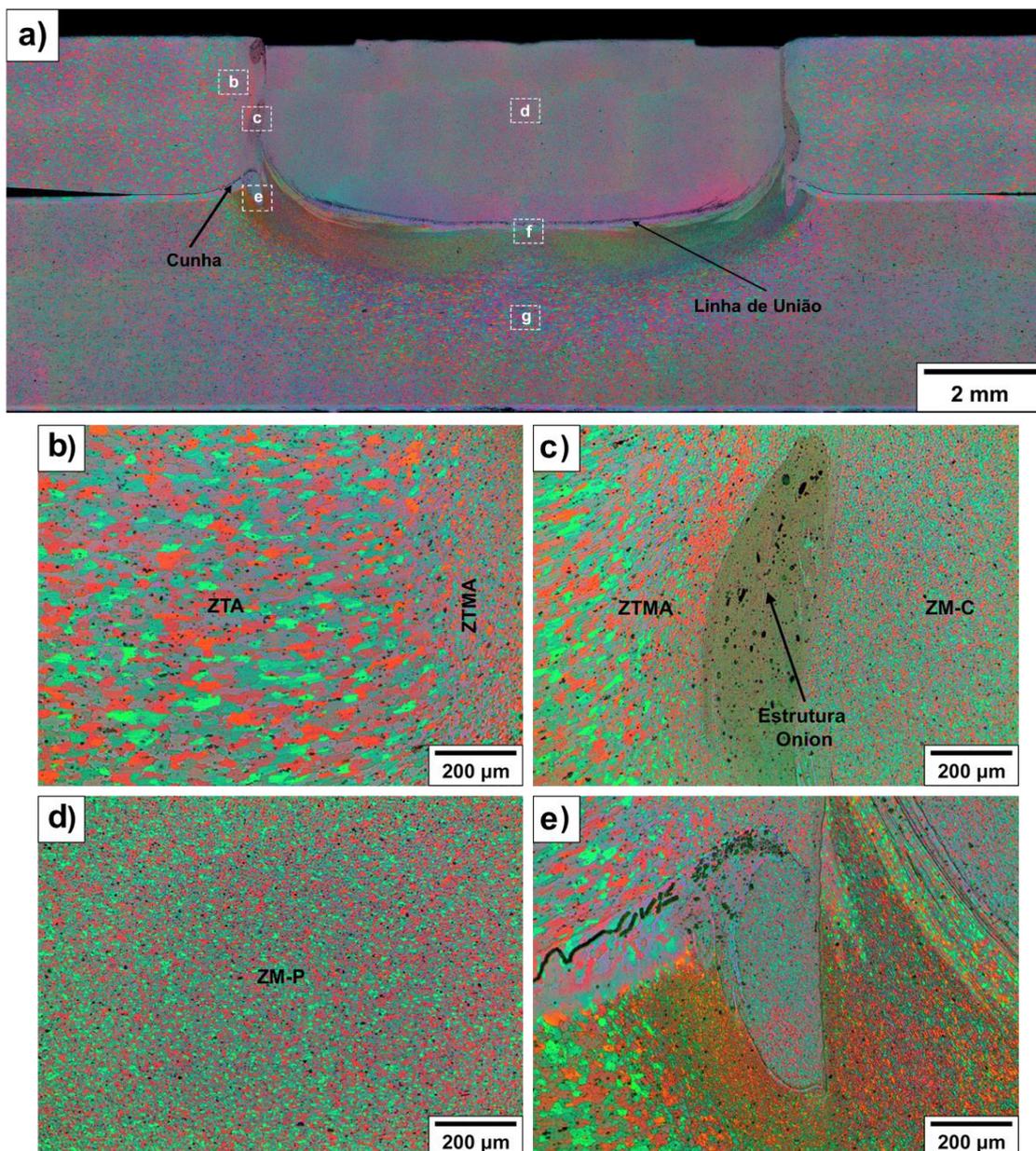


Figura 5.6 - Combinação de parâmetros otimizada para a maximização da resistência ao cisalhamento.

De forma a checar essa previsão, 4 testes confirmativos foram realizados: dois em temperatura ambiente e dois em temperatura negativa ($-55\text{ }^{\circ}\text{C}$), visto que a combinação de material estudada tem como principal objetivo ser aplicada em tanques de combustível criogênicos. Os resultados obtidos para os testes confirmativos em temperaturas ambiente e negativa foram $10,8 \pm 0,6\text{ kN}$ e $11,9 \pm 0,7\text{ kN}$, respectivamente. Ou seja, para ambas as temperaturas, o valor de resistência ao cisalhamento foi maior do que o valor previsto pelo modelo, mesmo levando o desvio padrão em consideração. A resistência ao cisalhamento em temperatura negativa foi maior em comparação com a resistência ao cisalhamento em temperatura ambiente. Este comportamento pode ser atribuído a diminuição da ativação térmica, reduzindo a mobilidade das discordâncias e resultando em valores maiores de resistência mecânica.

5.3 Caracterização microestrutural

A seção transversal da solda 5A06-O/2219-T87 produzida pelo processo de soldagem por ponto por fricção está apresentada na Figura 5.7, onde é possível observar as zonas típicas e as características geométricas, como a cunha e a linha de união. Como mencionado anteriormente, este processo, devido aos diferentes níveis de deformação e temperatura, leva à formação de uma microestrutura composta por três diferentes zonas: zona de mistura (ZM), zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA), além do material base (MB).



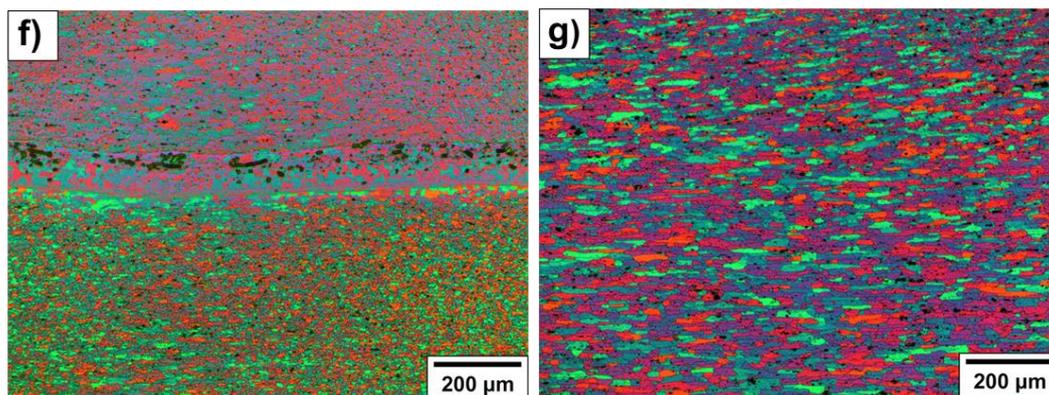


Figura 5.7 - (a) Seção transversal da macroestrutura formada durante o processo de soldagem por ponto por fricção entre as ligas 5A06-O e 2219-T87 e micrografias das diferentes regiões da junta soldada 5A06-O/2219-T87 indicadas na Figura 5.7 (a). (b) ZTA e ZTMA, (c) transição entre a ZTMA e a ZM-C, (d) ZM-P, (e) região de penetração da ponta da camisa, (f) interface da região central entre as chapas, (g) região central da chapa 2219-T87.

A partir da Figura 5.7 (a) é possível observar que a solda não apresenta defeitos como falta de preenchimento e vazios volumétricos, indicando que o processo de soldagem por ponto por fricção é uma alternativa viável para a produção de soldas desta combinação com boa qualidade. As regiões indicadas na Figura 5.7 estão apresentadas em maior magnificação na Figura 5.7. A região de transição entre a ZTA e a ZTMA é apresentada na Figura 5.7 (b). A ZTA é caracterizada por um leve aumento no tamanho de grão em comparação com o MB devido ao efeito do ciclo térmico gerado durante o processo. A ZTMA é submetida à deformação plástica e temperatura, mas em níveis inferiores em comparação com a ZM. Uma característica observada nessa solda foi a formação de uma estrutura chamada *onion*, presente entre a ZTMA e a ZM, apresentada na Figura 5.7 (c). Cao et al. [56], durante a soldagem por ponto por fricção entre as ligas 5A06 e 6061, também reportou a presença dessa estrutura, a qual é formada durante a etapa de penetração da ferramenta e corresponde à mistura entre os materiais soldados. A ZM, apresentada na Figura 5.7 (c) e (d), é submetida a níveis severos de deformação plástica, além da alta temperatura gerada pelo atrito entre a ferramenta e o material. Devido a isso, a ZM apresenta o fenômeno da recristalização dinâmica, resultando em uma microestrutura composta por

grãos finos e equiaxiais. É válido mencionar que a ZM pode ser dividida em duas regiões: zona de mistura afetada pela camisa (ZM-C) e zona de mistura afetada pelo pino (ZM-P). De acordo com [40], como consequência dos diferentes fluxos de material e níveis de deformação plástica gerados durante o processo, a zona afetada pela camisa geralmente apresenta grãos menores em comparação com a zona afetada pelo pino. Isso pode ser observado na Figura 5.7 (e), onde é apresentada exatamente a região de penetração da ponta da camisa. Esta região corresponde aos maiores níveis de deformação plástica durante o processo, sendo possível observar grãos equiaxiais extremamente refinados. Além disso, ao redor dessa região também é possível visualizar uma microestrutura bastante complexa com grãos com tamanhos e morfologias variados, isto é, tanto grãos recristalizados quanto alguns grãos alongados e deformados. A Figura 5.7 (f) apresenta a interface central entre as chapas, onde é possível observar a presença de alguns fragmentos pretos, correspondentes à linha de união, e uma camada com grãos parcialmente recristalizados. A região central da chapa da liga 2219 é apresentada na Figura 5.7 (g). Em comparação com o material base desta liga, é possível observar que o tamanho de grão sofreu um aumento nessa região. Apesar de a ferramenta não ter penetrado até a profundidade da espessura média da chapa da liga 2219, o calor gerado durante o processo afetou a sua microestrutura.

Durante o processo, como consequência do fluxo de material causado pela rotação da ferramenta, algumas camadas misturadas podem aparecer na junta soldada, conforme mostrado na Figura 5.8.

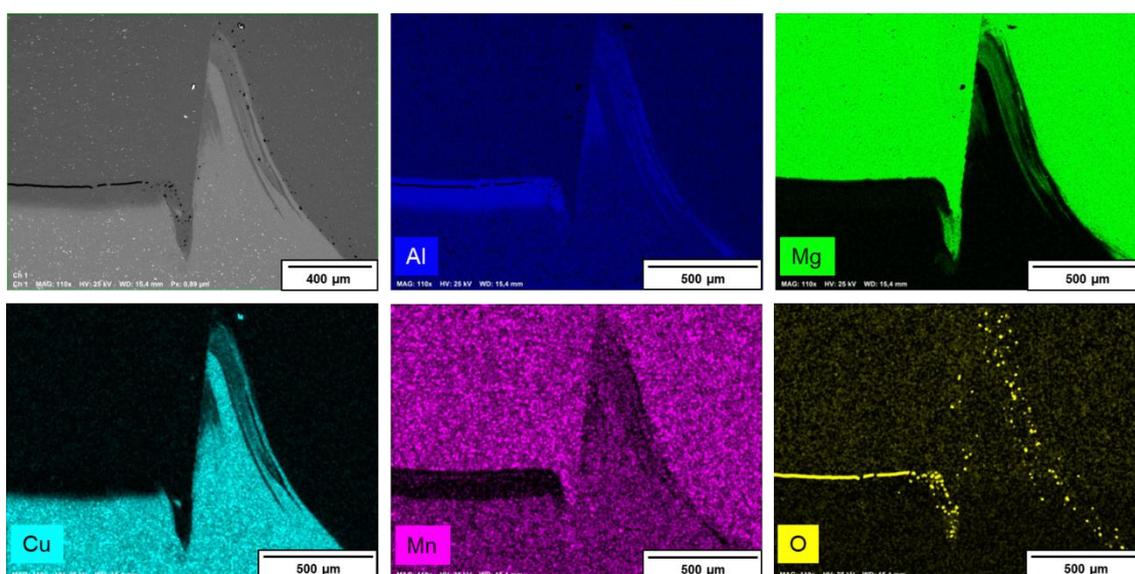


Figura 5.8 - Camadas misturadas localizadas na região de influência da camisa para a junta soldada produzida com os parâmetros de processo otimizados e mapeamento EDS dos elementos Al, Mg, Cu, Mn e O.

Através do detector de elétrons retroespalhados foi possível observar que não há um padrão de distribuição das camadas, mas o material da liga 2219 (região mais clara) é puxado para cima durante a etapa de preenchimento. Além disso, essas camadas localizadas na região de influência da camisa são compostas principalmente por Al, Cu e Mg, sendo os dois primeiros oriundos da liga 2219 e o último da liga 5A06. A camada anodizada, presente na superfície da chapa inferior, é quebrada e dispersa na região de influência da camisa, enquanto que a região onde não há contato com a camisa permanece preservada. Wen et al. [57] observou a presença dessas camadas misturadas em soldas entre as ligas de alumínio 2219/6056 produzidas pelo processo *bobbin tool friction stir welding* e concluiu que com o aumento da velocidade de soldagem as juntas se tornaram menos resistentes. Este argumento corrobora com a explicação apresentada na Seção 5.2, onde aumentando a velocidade de penetração, a resistência ao cisalhamento diminui.

A Figura 5.9 apresenta o mapeamento, obtido por EDS, realizado na região central da linha de união.

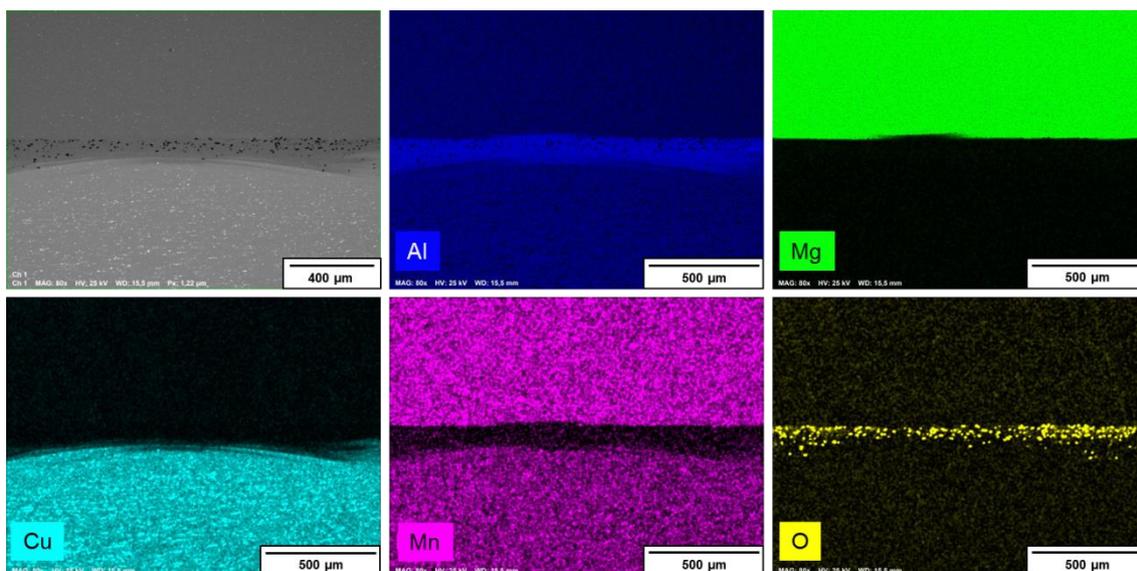


Figura 5.9 - Mapeamento EDS dos elementos Al, Mg, Cu, Mn e O na região central da linha de união da junta soldada.

Baseado nos elementos majoritários presentes em ambas as ligas, Al e O foram observados na linha de união, enquanto que Mg, Cu e Mn estão presentes apenas no material base. Al se apresenta distribuído em uma camada ao longo da linha, enquanto que O se apresenta na forma de pequenos fragmentos como resultado do movimento da ferramenta gerado durante o processo. Essa camada de Al é muito provavelmente de *Alclad*. Li et al. [44] avaliou o efeito da camada *Alclad* em termos de microestrutura e propriedades mecânicas da liga de alumínio 2A12-T4 produzida através de soldagem por ponto por fricção, onde foi possível verificar a importância dessa camada resistência ao cisalhamento das juntas soldadas, dependendo diretamente do seu comprimento.

5.4 Análise do ciclo térmico

O ciclo térmico foi medido para a condição otimizada e está apresentado na Figura 5.10. A distribuição de temperatura foi aferida em três posições diferentes, correspondentes às regiões abaixo do pino, da camisa e do anel de fixação. O pico máximo de temperatura foi de 498 °C, atingido no centro da solda, na região de influência do pino. Esta temperatura foi aferida no momento em que a camisa atingiu a profundidade de penetração de 3,2 mm. A

temperatura medida nessa região foi ligeiramente superior do que a máxima aferida na região de influência da camisa, onde a temperatura foi de 488 °C. Entretanto, a diferença de temperatura foi bastante significativa em comparação com a região de influência do anel de fixação, onde foi atingida a temperatura de 407 °C. Essa diferença de temperatura é esperada visto que as regiões sujeitas ao efeito da deformação plástica, especialmente durante a etapa de penetração, apresentam temperaturas significativamente maiores. Além disso, durante a transição entre as etapas de tempo de mistura e de preenchimento é possível observar um comportamento serrilhado. De acordo com Suhuddin et al. [58], este comportamento provavelmente está relacionado à diminuição da viscosidade do material plastificado, resultando em menos calor gerado pelo atrito entre o material e a ferramenta.

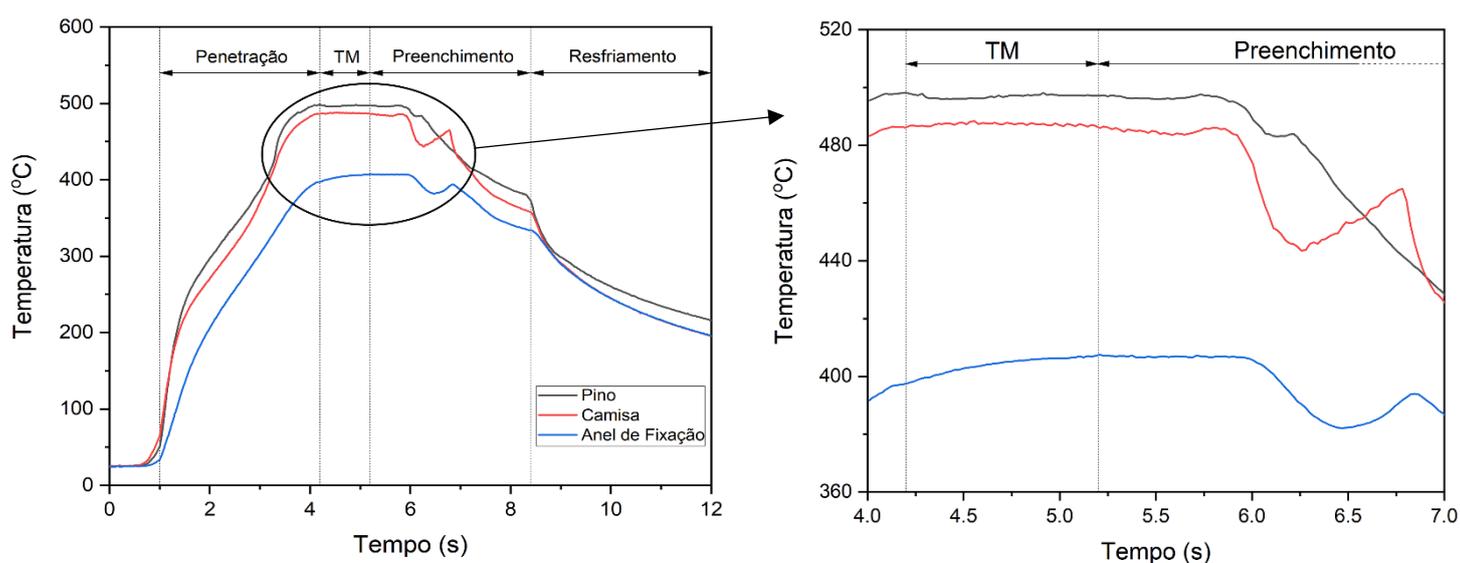


Figura 5.10 - Distribuição de temperatura nas regiões de influência das partes da ferramenta na junta soldada com a condição otimizada. TM = tempo de mistura.

5.5 Microdureza

Os perfis de microdureza foram medidos na espessura média em diferentes tempos de envelhecimento natural para a condição otimizada, como apresentado na Figura 5.11. Com relação a chapa da liga 5A06 (Figura 5.11 (a)), é possível observar que as regiões fora da influência da camisa e do pino não tiveram uma ampla variação na dureza, apresentando valores entre 90 e

95 HV_{0.1}. Apesar de a ZTA sofrer apenas o efeito da temperatura, sua microestrutura não apresentou mudanças significativas em comparação com a microestrutura do MB. Entretanto, é possível observar a presença de alguns picos de dureza no começo da região de influência da camisa. Estes picos correspondem a estrutura *onion* (Figura 5.7 (c)) e os valores variaram para os diferentes tempos de envelhecimento natural. Para as amostras após a solda e após 1 dia de envelhecimento, os valores não variaram significativamente, permanecendo em aproximadamente 105 HV_{0.1}. Entretanto, para as soldas após 4 e 7 dias, estes valores aumentaram para aproximadamente 130 HV_{0.1}, sendo 138 HV_{0.1} o valor máximo de dureza obtido, correspondendo a um aumento de 37% na dureza da liga 5A06-O em comparação com o material base. Com relação a ZM, os valores de dureza obtidos foram de aproximadamente 105 HV_{0.1}, valor este um pouco maior do que os obtidos na região do MB. Como na região da ZM ocorre a recristalização dinâmica e a liga 5A06 não é tratável termicamente, o refino de grão causado por este fenômeno metalúrgico é um dos principais mecanismos de endurecimento para esta liga. Com relação a liga 2219 (Figura 5.11 (b)) é possível observar que há uma diminuição significativa na dureza (aproximadamente 40 HV_{0.1}) conforme as medidas se aproximam da região de influência do pino e da camisa. Visto que a liga 2219 é tratável termicamente e as medidas neste material foram realizadas na espessura média da chapa, onde apenas o efeito da temperatura foi atuante, houve coalescimento dos grãos e dissolução de precipitados, conforme apresentado na Figura 5.7 (g). Embora o ciclo térmico não tenha sido medido exatamente na espessura média da chapa 2219, a Figura 5.10 fornece uma ideia de como a temperatura varia nas regiões do anel de fixação, da camisa e do pino, permitindo correlacioná-lo com a dureza. Além disso, é importante observar que os valores de dureza diminuem com o aumento do tempo de envelhecimento até 4 dias. Para os valores de dureza obtidos após 7 dias, observa-se um aumento sutil em relação aos resultados obtidos após 4 dias. Acredita-se que a liga 2219 se estabiliza justamente após 4 dias e, portanto, após esse período, começa a ocorrer um aumento na dureza, conforme observado para a amostra envelhecida após 7 dias.

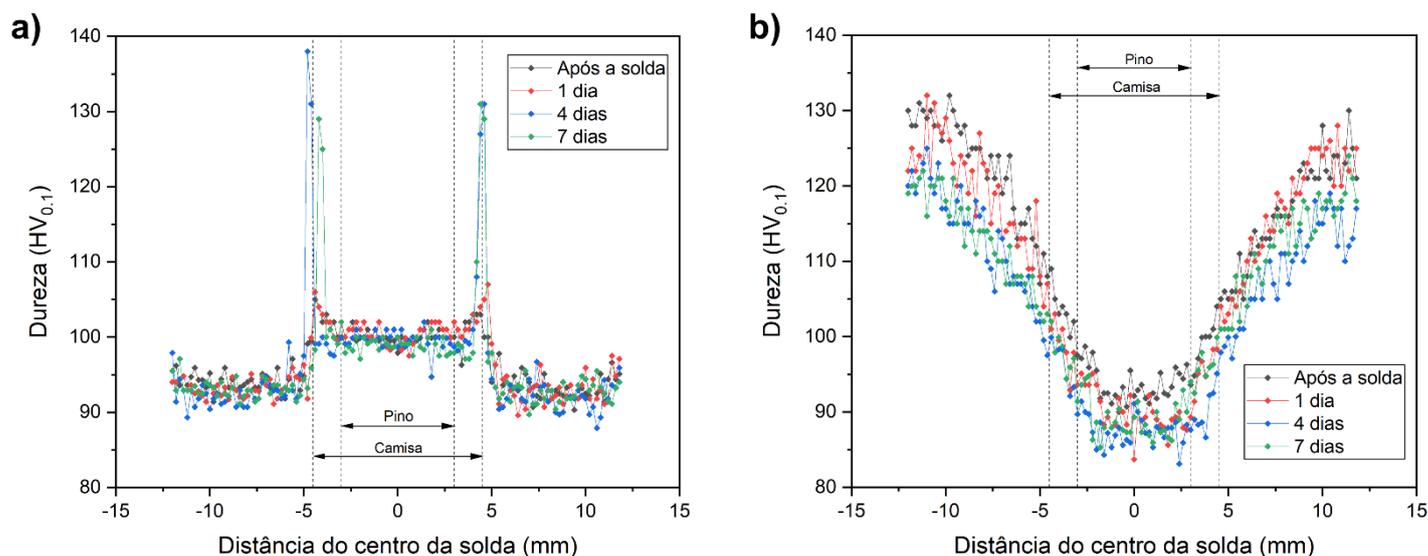


Figura 5.11 - Microdureza Vickers da junta soldada com a condição otimizada para diferentes tempos de envelhecimento natural. a) Espessura média da chapa 5A06-O e b) espessura média da chapa 2219-T87.

5.6 Análise do fluxo de material e formação microestrutural (*stop-action*)

O entendimento do fluxo de material durante o processo de RFSSW é de fundamental importância para uma melhor compreensão da formação microestrutural e dos elementos geométricos característicos deste processo. A técnica de *stop-action* consiste em interromper o processo de soldagem durante a penetração e a retração da ferramenta em diferentes posições, de modo a obter as características microestruturais formadas naquele momento. Os parâmetros de processo utilizados neste ensaio foram VR = 1500 rpm, VP = 1 mm/s e TM = 1 s, e as profundidades nas quais o ensaio foi interrompido estão apresentadas na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 - Posições da camisa e do pino durante os ensaios de *stop-action*.

Figura	Posição da Camisa (mm)	Posição do Pino (mm)	Etapa do Processo
5.12 (a)	1,00	-1,25	Penetração da Camisa
5.12 (b)	2,00	-2,50	
5.12 (c)	3,00	-3,75	
5.12 (d)	2,00	-2,42	Retração da Camisa utilizando 0,1 mm offset
5.12 (e)	1,00	-1,09	
5.12 (f)	0,10	0,10	
	2,00	-2,50	
	1,00	-1,25	Retração da Camisa sem offset
	0,10	0,10	

A partir da Tabela 5.3 é possível observar que o processo foi interrompido em 1, 2 e 3 mm durante a etapa de penetração. Com relação à etapa de retração, duas abordagens foram comparadas: uma sem utilizar o *offset* e a outra utilizando o *offset* de 0,1 mm. As profundidades nas quais o processo foi interrompido foram as mesmas para ambas as abordagens. Entretanto, a diferença se encontra em um parâmetro do equipamento conhecido como *travel factor* (TF). Este parâmetro consiste de uma equação relacionando retração do pino e penetração da camisa, ou penetração do pino e retração da camisa. O valor dessa relação para o equipamento utilizado é 1,25. Por exemplo, se a profundidade de penetração é +3 mm, a retração do pino será -3,75 mm. Na configuração utilizando o *offset*, este parâmetro é modificado da seguinte forma:

$$TF = \frac{(3.75 + 0.1)}{(3 - 0.1)}$$

O valor de +0,1 mm indica que o pino penetra esta profundidade tomando como referencial a superfície da chapa superior, e o valor de -0,1 mm indica que a camisa permanece nesta profundidade abaixo da superfície da chapa superior. Utilizando este *offset*, o valor de TF aumenta de 1,25 para 1,33 e, conseqüentemente, a velocidade de penetração pino também aumenta.

As macroestruturas, correspondentes a cada uma das profundidades, estão apresentadas na Figura 5.12.

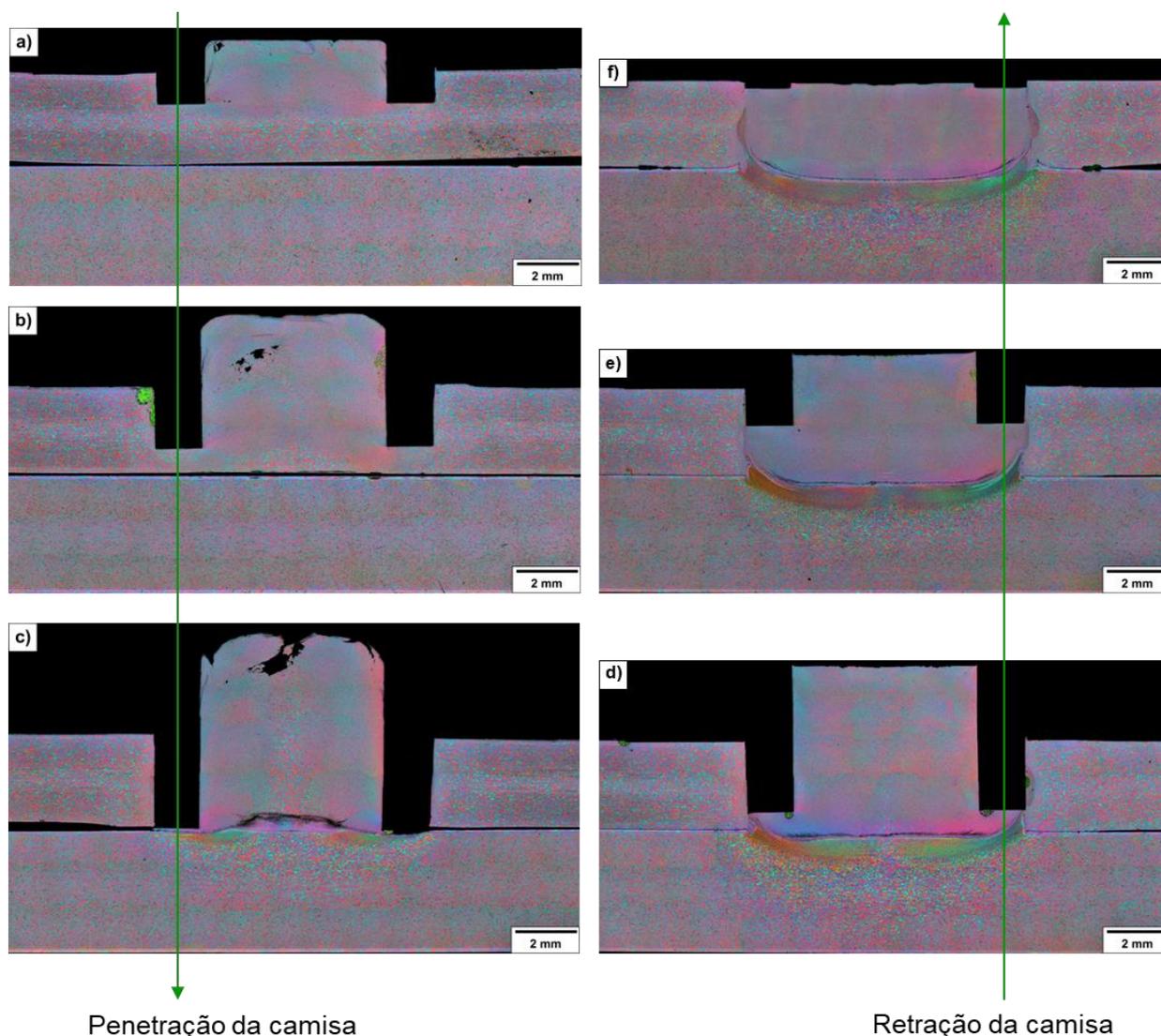


Figura 5.12 - Seções transversais obtidas durante o ensaio de stop-action para diferentes profundidades de penetração e retração da camisa. Penetração da camisa de (a) 1 mm, (b) 2 mm e (c) 3 mm. Retração da camisa de (d) 1 mm, (e) 2 mm e (f) 3 mm com offset 0,1 mm.

Na Figura 5.12 (a), onde a camisa penetra apenas 1 mm na chapa superior, é possível observar que os grãos na zona de mistura afetada pelo pino (ZM-P) e logo abaixo da zona de mistura afetada pela camisa (ZM-C) começam a sofrer o fenômeno de recristalização dinâmica, sendo bastante visível o refino dos grãos nessas regiões em comparação com os grãos do

material base. Além disso, os grãos nas regiões adjacentes à camisa começam a ser rotacionados sutilmente.

A Figura 5.12 (b) apresenta a seção transversal na profundidade de penetração de 2 mm. Assim como observado na Figura 5.12 (a), as mesmas características microestruturais estão presentes, mas em maior extensão. Além disso, é possível observar que os grãos da chapa da liga 2219, logo abaixo da região de interface com a chapa da liga 5A06, foram sutilmente coalescidos, resultado do efeito do ciclo térmico gerado pelo processo. Outro ponto que pode ser notado é a presença de vazios na região de influência do pino. Como esse ensaio é interrompido de forma abrupta, não há tempo suficiente para que o material preencha adequadamente as diferentes regiões da solda.

Para a profundidade de penetração de 3 mm, Figura 5.12 (c), a ferramenta atinge exatamente a interface entre a chapa superior e inferior. É possível notar que houve a união entre as chapas, mas, ao interromper o ensaio, a chapa superior rompeu exatamente na região de influência da superfície externa da camisa. Além disso, como resultado também da interrupção, houve falta de preenchimento na superfície que estava em contato com a superfície do pino. Outro ponto é que, como o material plastificado pela camisa é empurrado para a cavidade deixada pelo pino durante o processo, alguns grãos localizados na região central de influência do pino não foram recristalizados. Outra característica que pode ser observada é o início da formação da *onion structure*, sendo mais visível na região de influência da superfície externa da camisa do lado esquerdo.

Com relação a retração da camisa, a Figura 5.12 (d) apresenta a seção transversal para esta etapa após a ferramenta ter sido retraída em 1 mm. Apesar de o processo de soldagem por ponto por fricção produzir soldas com deformações simétricas ao seu redor, esta característica fica mais aparente durante a etapa de retração da camisa, sendo possível observar claramente as diferentes zonas e suas extensões devido ao movimento da ferramenta. Além disso, a linha de união começa a se formar de maneira contínua, diferentemente do observado na Figura 5.12 (c). Além disso, a cunha começa a ser formada durante a retração da camisa, bem próxima da superfície externa desta. Ou seja, mesmo não havendo penetração na chapa inferior, a presença

dessa característica geométrica é inerente ao processo e, conforme mencionado anteriormente, possui influência direta na resistência ao cisalhamento da solda e tem sua morfologia determinada principalmente pela velocidade de rotação e profundidade de penetração.

Por fim, a Figura 5.12 (e) e (f) apresenta, respectivamente, a seção transversal após a ferramenta ter sido retraída em 2 mm e a formação da solda completa utilizando 0,1 mm de *offset*. Em relação a Figura 5.12 (d), as principais diferenças são o aumento sutil das diferentes zonas e tendência da linha de união a ficar cada vez mais côncava devido à compressão gerada pelo pino no material plastificado durante a etapa de retração. Além disso, é possível observar que para todas as profundidades analisadas durante a etapa de penetração houve o preenchimento completo e adequado da solda, ou seja, não foram observados defeitos como falta de preenchimento e vazios volumétricos.

5.7 Análise fractográfica em ensaios de cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento realizados em juntas soldadas por ponto por fricção podem resultar em dois tipos de fratura: arrancamento e através da solda. A fratura por arrancamento, Figura 5.13, é caracterizada por uma trinca circunferencial ao redor da solda. Neste caso a trinca é iniciada na região cunha, que é um concentrador de tensão. Após isso, a trinca se propaga preferencialmente na direção perpendicular à superfície das chapas, mais especificamente entre a ZTA e a ZTMA devido à mudança de dureza que ocorre entre essas zonas.

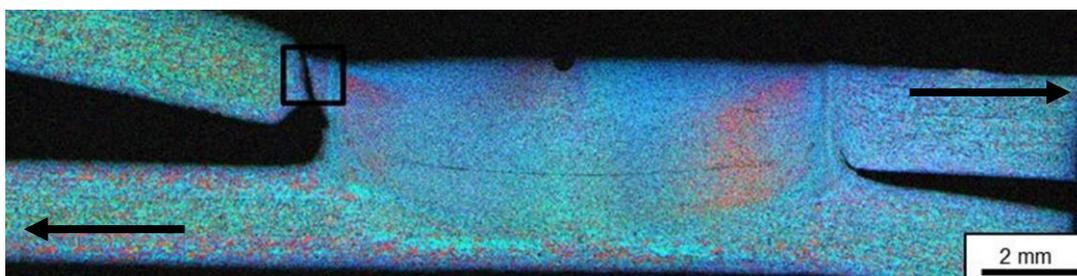


Figura 5.13 - Seção transversal da macroestrutura de uma amostra interrompida durante o ensaio de cisalhamento, evidenciando o modo de falha do tipo arrancamento antes da fratura total. As setas indicam o sentido do carregamento. Adaptado de [16].

No presente trabalho, todas as juntas soldadas falharam apenas pelo segundo modo, através da solda (Figura 5.14), sendo observado em 100% dos corpos de prova ensaiados. Nesse tipo de fratura a trinca se inicia na região da cunha e, diferentemente do que ocorre na fratura por arrancamento, se propaga ao longo da linha de união, em um plano paralelo à interface das chapas e à tensão aplicada. A fratura através da solda é geralmente associada a profundidades de penetração nas quais não há penetração da ferramenta na chapa inferior, resultando em uma fraca interação metalúrgica entre os materiais soldados.

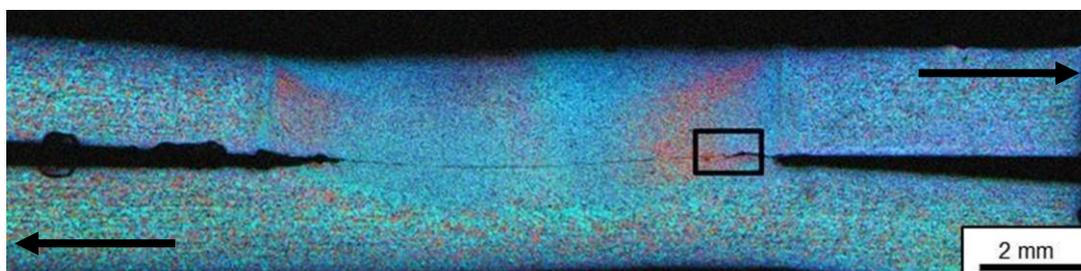


Figura 5.14 - Seção transversal da macroestrutura de uma amostra interrompida durante o ensaio de cisalhamento, evidenciando o modo de falha através da solda antes da fratura total. As setas indicam o sentido do carregamento. Adaptado de [16].

Entretanto, foi possível observar que mesmo quando a chapa inferior (2219-T87) foi penetrada o modo de fratura apresentado continuou sendo através da solda. É válido destacar que a profundidade de penetração máxima na chapa inferior neste trabalho foi de 0,2 mm, ou seja, apenas 5% da espessura total da chapa da liga 2219-T87. Portanto, acredita-se que há uma profundidade máxima de penetração na chapa inferior em que a fratura através da solda ocorra.

Os aspectos microscópicos das superfícies de fratura da junta soldada com a condição otimizada após o ensaio de cisalhamento a temperatura ambiente estão apresentadas na Figura 5.15.

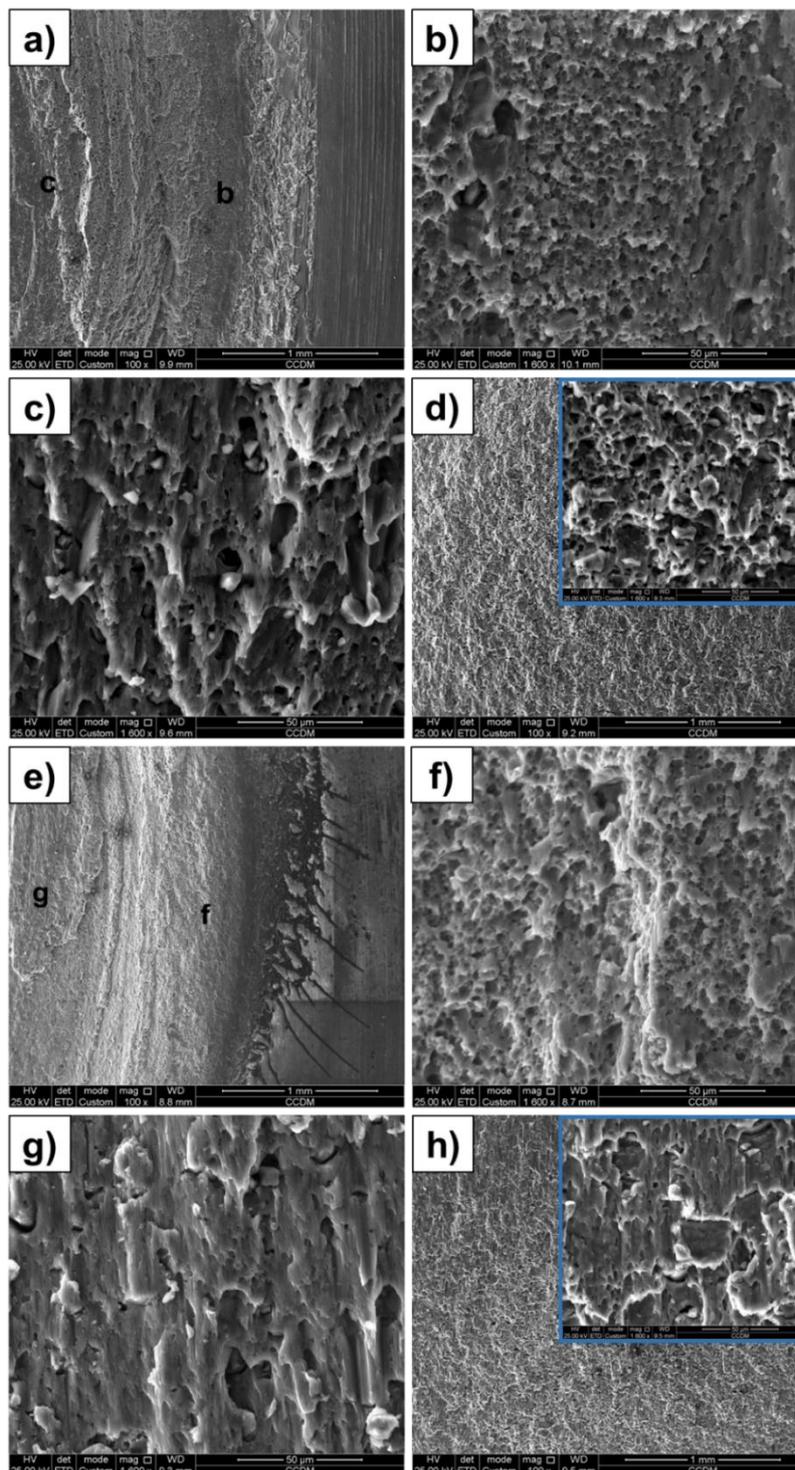


Figura 5.15 - Superfícies de fratura após o ensaio de cisalhamento a temperatura ambiente. As micrografias de (a) a (d) e de (e) a (h) correspondem as chapas 5A06-O e 2219-T87, respectivamente. (a, e) Região externa da solda, (b, f) região de influência da superfície externa da camisa, (c, g) região de influência da superfície interna da camisa, (d, h) região central da solda.

A Figura 5.15 (a) apresenta a superfície de fratura da chapa superior (5A06) em uma magnificação menor, sendo possível observar a presença de morfologias diferentes na extensão da fratura. Conforme explicado anteriormente, os níveis de deformação plástica gerados durante o processo de soldagem por ponto por fricção são diferentes ao longo da junta soldada. A região b e c indicadas na Figura 5.15 (a) são apresentadas na Figura 5.15 (b) e (c), respectivamente. Na Figura 5.15 (b) é possível observar a presença de muitos alvéolos esféricos, indicando a ocorrência de deformação plástica e, conseqüentemente, de fratura dúctil. Segundo Campanelli et al. [17], a presença dos alvéolos esféricos resulta do crescimento e coalescimento de microvazios na região da superfície da chapa mais próxima do carregamento. A Figura 5.15 (c) apresenta a região de transição entre a extremidade e o centro da junta soldada. Nesta região é possível observar a presença de alvéolos bastante alongados, morfologia típica de superfícies de fratura submetidas a carregamento cisalhante. Na região central da junta soldada, Figura 5.15 (d), é possível observar uma morfologia mista entre alvéolos alongados e esféricos. Além disso, também se nota a presença de algumas partículas de segunda fase dentro dos alvéolos esféricos. A Figura 5.15 (e) corresponde a superfície de fratura da chapa inferior (2219) utilizando uma magnificação menor. Assim como na chapa superior, é possível visualizar uma transição de morfologias da região mais externa para a região central da junta soldada. A região f, indicada na Figura 5.15 (e) e apresentada na Figura 5.15 (f) com maior magnificação, evidencia a presença de vários alvéolos esféricos, visto que é a região com maior solicitação durante o ensaio de cisalhamento. A Figura 5.15 (g) apresenta alvéolos mais alongados do que os observados na Figura 5.15 (c), provavelmente devido ao menor nível de deformação plástica gerado pelo processo na chapa inferior em relação à chapa superior. Pela mesma justificativa, a região central da superfície de fratura da chapa 2219, Figura 5.15 (h), possui apenas alvéolos bastante alongados, diferentemente da morfologia observada na região central da fratura da chapa 5A06 (Figura 5.15 (d)).

As superfícies de fratura da junta soldada com a condição otimizada após o ensaio de cisalhamento em temperatura negativa estão apresentadas na Figura 5.16.

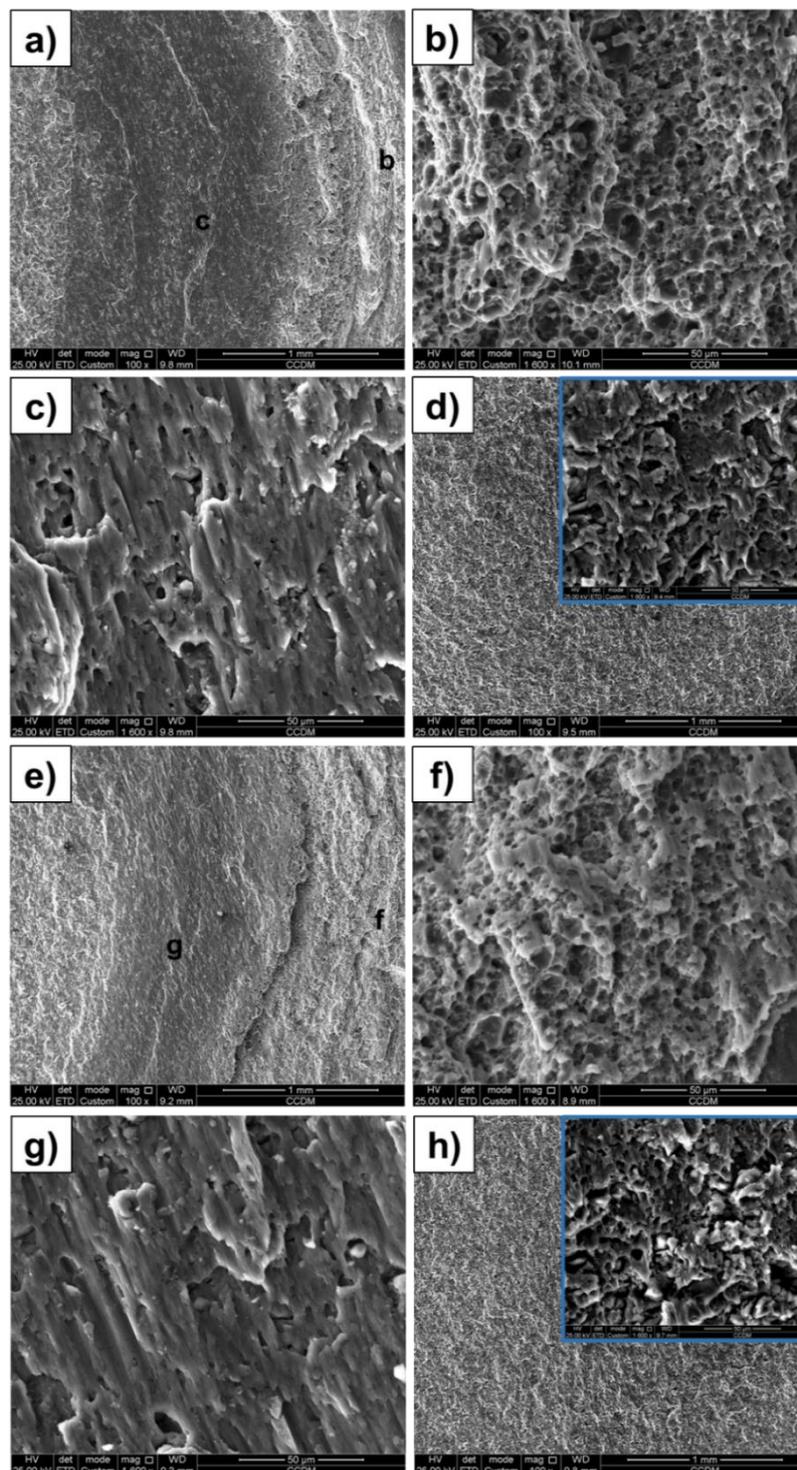


Figura 5.16 - Superfícies de fratura após o ensaio de cisalhamento a temperatura negativa. As micrografias de (a) a (d) e de (e) a (h) correspondem as chapas 5A06-O e 2219-T87, respectivamente. (a, e) Região externa da solda, (b, f) região de influência da superfície externa da camisa, (c, g) região de influência da superfície interna da camisa, (d, h) região central da solda.

A partir da Figura 5.16 (a) é possível observar que a fratura apresenta diferentes morfologias para as regiões mais externa (b) e mais interna (c) da camisa. A Figura 5.16 (b) corresponde a região b indicada na Figura 5.16 (a). Nesta região há uma quantidade bastante elevada de alvéolos esféricos, visto que o maior nível de deformação plástica durante o processo ocorre justamente nesta região, indicando a ocorrência de fratura dúctil. A região de influência da parte mais interna da camisa, Figura 5.16 (c), apresenta alvéolos alongados, assim como observado na Figura 5.15 (c). A região central da solda, Figura 5.16 (d), apresenta praticamente apenas alvéolos levemente alongados, diferentemente do que foi observado na Figura 5.15 (d), onde também foram encontrados alvéolos esféricos. Isto é um indicativo de que a amostra ensaiada a temperatura negativa apresentou um comportamento menos dúctil do que o da amostra ensaiada a temperatura ambiente. Com relação a superfície fraturada da chapa 2219, Figura 5.16 (e) – (h), a morfologia apresentada foi bastante similar àquela observada após o ensaio a temperatura ambiente. A Figura 5.16 (e) corresponde a região de influência da camisa, sendo as letras f e g correspondentes as regiões mais externa e interna, respectivamente. Como observado anteriormente, a região mais externa, Figura 5.16 (f), apresentou uma morfologia constituída por alvéolos esféricos, enquanto a região mais interna, Figura 5.16 (g), apresentou alvéolos bastante alongados, ambas indicando a ocorrência de fratura dúctil nessas regiões. A região central, Figura 5.16 (h), apresentou morfologia composta por alvéolos esféricos e alvéolos levemente alongados, diferentemente do que foi observado na superfície de fratura da chapa 2219 ensaiada em temperatura ambiente.

6 CONCLUSÕES

Este trabalho estudou a influência dos parâmetros de processo na resistência ao cisalhamento e os principais aspectos macro e microestruturais da junta soldada entre as ligas de alumínio 5A06-O e 2219-T87. A partir dos resultados e da discussão presentes neste trabalho foi possível concluir que:

- O processo de soldagem por ponto por fricção mostrou-se como uma alternativa viável para a combinação estudada, produzindo soldas com boa resistência mecânica, livres de defeitos e com bom acabamento superficial.
- A utilização do planejamento estatístico de experimentos utilizando o modelo Box-Behnken foi satisfatória, permitindo correlacionar e determinar a influência dos parâmetros de processo na resistência ao cisalhamento da solda. Velocidade de rotação, velocidade de penetração e profundidade de penetração apresentaram contribuições de 9,70%, 15,52% e 49,76%, respectivamente.
- A combinação otimizada de parâmetros que maximizou a resistência ao cisalhamento da solda, dentro da janela de processamento escolhida, foi VR = 2000 rpm, VP = 1 mm/s e PP = 3,2 mm. O valor de resistência ao cisalhamento previsto pelo modelo foi de 9,5 kN, enquanto que os valores obtidos experimentalmente em temperaturas ambiente e negativa (-55 °C) foram $10,8 \pm 0,6$ kN e $11,9 \pm 0,7$ kN, respectivamente.
- A microestrutura da solda apresentou as seguintes zonas: termicamente afetada, composta de grãos alongados devido apenas ao efeito do ciclo térmico; termo-mecanicamente afetada, composta de grãos rotacionados e parcialmente recristalizados devido aos efeitos da deformação e do ciclo térmico; e de mistura, composta de grãos equiaxiais e recristalizados dinamicamente. Esta última foi dividida em afetada pelo pino e em afetada pela camisa. Além disso, também houve a formação de uma estrutura conhecida como *onion*, formada entre as zonas termo-mecanicamente afetada e de mistura durante a etapa de penetração.
- A utilização do *offset* 0,1 mm se mostrou como uma configuração adequada para a produção de juntas soldadas sem defeitos para a

combinação entre as ligas 5A06/2219, resultado do aumento na velocidade de penetração do pino.

- O ciclo térmico foi aferido para a condição otimizada do processo, sendo que as temperaturas máximas obtidas nas regiões de influência do anel de fixação, da camisa e do pino foram 407 °C, 488 °C e 498 °C, respectivamente, indicando que o processo de fato ocorreu totalmente no estado sólido.
- A microdureza foi aferida para diferentes tempos de envelhecimento, visto que a liga 2219-T87 é tratável termicamente. Com relação a liga 5A06, a dureza não variou significativamente com o envelhecimento, uma vez que esta não é endurecível por precipitação. Entretanto, devido ao refino de grão causado pelo processo, houve um aumento da dureza na zona de mistura em comparação com as demais zonas. Além disso, na região da estrutura *onion*, houve um aumento considerável na dureza, provavelmente devido à formação de precipitados. Com relação a liga 2219, os valores de dureza diminuíram de aproximadamente 120 – 130 HV_{0,1} para 80 – 90 HV_{0,1} conforme as medidas foram se aproximando das regiões de influência da camisa e do pino.
- Para a janela de processamento escolhida, apenas a falha através da solda foi observada após os ensaios de cisalhamento, tanto em temperatura ambiente quanto em temperatura negativa. Nesse tipo de fratura a trinca se inicia na região da cunha e se propaga ao longo da linha de união, em um plano paralelo à interface das chapas e à tensão aplicada. Para ambas as temperaturas, foi observada a presença de alvéolos esféricos e alongados nas diferentes zonas da solda, indicando a ocorrência de fratura dúctil.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como apresentado neste trabalho, a soldagem por ponto por fricção entre as ligas dissimilares de alumínio 5A06-O e 2219-T87 foi realizada de maneira satisfatória. Entretanto, outros aspectos com relação a essa combinação podem ser explorados, conforme as seguintes sugestões:

- Avaliar o tempo total de soldagem e sua influência como parâmetro na resistência ao cisalhamento, visando aumentar a produtividade, mas garantindo propriedades mecânicas adequadas para a solda;
- Avaliar a resistência a corrosão da junta soldada para essa combinação, visto que a sua principal aplicação é em tanques de combustível criogênico;
- Avaliar a resistência mecânica das juntas soldadas produzidas com os parâmetros de processo definidos neste trabalho para outros tipos de carregamento como ensaios de fadiga, *coach-peel* e *cross-tension*;
- Avaliar ferramentas com diferentes perfis e investigar o fluxo de material e a formação microestrutural gerados por cada uma delas.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. High Strength Aluminum Alloys Market Size, Share & Trends Analysis Report By Application (Aerospace, Automotive, Railway & Marine, Defense & Space), By Region, And Segment Forecasts, 2020 - 2027.
2. Guo N, Fu Y, Wang Y, Meng Q, Zhu Y. Microstructure and mechanical properties in friction stir welded 5A06 aluminum alloy thick plate. *Mater Des.* 2017;113:273–83.
3. Peng, G., Li, L., Wang, J., Xia, H., Meng, S. and Gong, J. (2020). Effect of subatmospheric pressures on weld formation and mechanical properties during disk laser welding of 5A06 aluminium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 277, p.116457.
4. Zhan, X., Zhao, Y., Liu, Z., Gao, Q. and Bu, H. (2018). Microstructure and porosity characteristics of 5A06 aluminum alloy joints using laser-MIG hybrid welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 35, pp.437–445.
5. He, H., Yi, Y., Huang, S., Guo, W. and Zhang, Y. (2020). Effects of thermomechanical treatment on grain refinement, second-phase particle dissolution, and mechanical properties of 2219 Al alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 278, pp.116506–116506.
6. Kang J, Feng ZC, Frankel GS, Huang IW, Wang GQ, Wu AP. Friction Stir Welding of Al Alloy 2219-T8: Part I-Evolution of Precipitates and Formation of Abnormal Al₂Cu Agglomerates. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci.* 2016;47(9):4553–65.
7. Lei X, Deng Y, Yin Z, Xu G. Tungsten inert gas and friction stir welding characteristics of 4-mm-thick 2219-T87 plates at room temperature and -196 °C. *J Mater Eng Perform.* 2014;23(6):2149–58.
8. Arora KS, Pandey S, Schaper M, Kumar R. Microstructure Evolution during Friction Stir Welding of Aluminum Alloy 2219. *J Mater Sci Technol.* 2010;26(8):747-53.

9. Propellant Tank Manufacturing. [cited 2021 Aug 1]. Available from: <https://www.space-propulsion.com/spacecraft-propulsion/bipropellant-tanks/manufacturing/propellant-tank-manufacturing.html>
10. Li Q, Wu A, Li Y, Wang G, Yan D, Liu J. Influence of temperature cycles on the microstructures and mechanical properties of the partially melted zone in the fusion welded joints of 2219 aluminum alloy. *Mater Sci Eng A*. 2015;623:38–48.
11. Sivaraj, P., Kanagarajan, D. and Balasubramanian, V. (2014). Effect of post weld heat treatment on tensile properties and microstructure characteristics of friction stir welded armour grade AA7075-T651 aluminium alloy. *Defence Technology*, [online] 10(1), pp.1–8.
12. Venugopal A, Sreekumar K, Raja VS. Stress corrosion cracking behavior of multipass TIG-welded AA2219 aluminum alloy in 3.5 wt pct NaCl solution. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*. 2012;43(9):3135–48.
13. Shen J, Lage SBM, Suhuddin UFH, Bolfarini C, Santos JFDOS. Texture Development and Material Flow Behavior During Refill Friction Stir Spot Welding of AlMgSc. *Metall Mater Trans A*. 2018;49(1):241–54.
14. Caroline C, Castro D, Henrique A, Pietta G, Guedes N, Alcântara D, et al. Investigation of geometrical features on mechanical properties of AA2198 refill friction stir spot welds. 2018;36:330–9.
15. Zou, Y., Li, W., Yang, X., Patel, V., Shen, Z., Chu, Q., Wang, F., Tang, H., Fan, C. and Chi, M. (2022). Characterizations of dissimilar refill friction stir spot welding 2219 aluminum alloy joints of unequal thickness. *Journal of Manufacturing Processes*, 79, pp.91-101.
16. Bruno Hessel Silva, Guilherme Zepon, Claudemiro Bolfarini and Jorge (2020). Refill friction stir spot welding of AA6082-T6 alloy: Hook defect formation and its influence on the mechanical properties and fracture behavior. *Materials Science and Engineering: A*, 773, pp.138724–138724.

17. Contri L, Fuad U, Suhuddin H, Ítalo A, Antonialli S, Fernandez J, et al. Journal of Materials Processing Technology Metallurgy and mechanical performance of AZ31 magnesium alloy friction spot welds. *J Mater Process Tech.* 2013;213(4):515–21.
18. Shen, Z., Ding, Y., Chen, J. and Gerlich, A.P. (2016). Comparison of fatigue behavior in Mg/Mg similar and Mg/steel dissimilar refill friction stir spot welds. *International Journal of Fatigue*, 92, pp.78–86.
19. Suhuddin U, Fischer V, Kroeff F, Santos JF. Materials Science & Engineering A Microstructure and mechanical properties of friction spot welds of dissimilar AA5754 Al and AZ31 Mg alloys. *Mater Sci Eng A.* 2014;590:384–9.
20. Dong Z, Song Q, Ai X, Lv Z. Effect of joining time on intermetallic compound thickness and mechanical properties of refill friction stir spot welded dissimilar Al / Mg alloys. *J Manuf Process.* 2019;42:106–12.
21. Plaine AH, Suhuddin UFH, Afonso CRM, Alcântara NG, Santos JF. Interface formation and properties of friction spot welded joints of AA5754 and Ti6Al4V alloys. *JMADE.* 2016;93:224–31.
22. Plaine AH, Gonzalez AR, Suhuddin UFH, Santos JF, Alcântara NG. Materials & Design The optimization of friction spot welding process parameters in AA6181-T4 and Ti6Al4V dissimilar joints. *Mater Des.* 2015;83:36–41.
23. Vacchi, S., Athos Henrique Plaine, Silva, R., Vitor Luiz Sordi, U.F.H. Suhuddin, Guedes, N., Kuri, S.E. and Alberto, C. (2017). Effect of friction spot welding (FSpW) on the surface corrosion behavior of overlapping AA6181-T4/Ti-6Al-4V joints. *Materials & Design*, 131, pp.127–134.
24. U.F.H. Suhuddin, Fischer, V., Kostka, A. and Jorge (2017). 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*, 22(8), pp.658–665.

25. Prasad Rambabu, N. Eswara Prasad VVK, Wanhill RJH. Aerospace Materials and Material Technologies, Volume 1: Aerospace Material Technologies. *Aerosp Mater Mater Technol Vol 1 Aerosp Mater.* 2017;1:586.
26. Michaels, K. Aerospace Supply Chain & Raw Material Outlook. in 2nd Annual European Aerospace Raw Materials & Manufacturers Supply Chain Conference 2014. Toulouse, France.
27. Vasudevan, A.K. and Doherty, R.D. (2012). *Aluminum Alloys-- Contemporary Research and Applications*. Elsevier.
28. Sankaran, K.K. and Mishra, R.S. (2017). *Metallurgy and design of alloys with hierarchical microstructures*. Amsterdam Elsevier. p. 57-176.
29. Malarvizhi S, Raghukandan K, Viswanathan N. Effect of post weld aging treatment on tensile properties of electron beam welded AA2219 aluminum alloy. *Int J Adv Manuf Technol.* 2008;37(3–4):294–301.
30. Reimann M, Goebel J, dos Santos JF. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Keyhole Repair Welds in AA 2219-T851 Using Refill Friction Stir Spot Welding. *J Mater Eng Perform.* 2018;27(10):5220–6.
31. Zhang, W., Jin, T., Lou, W., Wen-li, L. and Dai, W. (2018). Mechanical Properties and Corrosion Behavior of 5A06 Alloy in Seawater. *IEEE Access*, 6, pp.24952–24961
32. Chen S, Li X, Jiang X, Yuan T, Hu Y. The effect of microstructure on the mechanical properties of friction stir welded 5A06 Al Alloy. *Mater Sci Eng A.* 2018;735:382–93.
33. Jin C, Niu JT, He SY. Damage and fracture behaviours of 5A06 aluminium alloy welded joint under thermal cycling condition. *Sci Technol Weld Join.* 2007;12(5):418–22.
34. Lage, Sara Beatriz Miranda. Otimização dos parâmetros de soldagem a

- ponto por fricção (FSpW) da liga AlMgSc e avaliação das propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas. 2017. 131 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2017.
35. Amancio-Filho ST, Camillo APC, Bergmann L, Dos Santos JF, Kury SE, Machado NGA. Preliminary investigation of the microstructure and mechanical behaviour of 2024 aluminium alloy friction spot welds. *Mater Trans.* 2011;52(5):985–91.
 36. Cappelletti, Antonio Ferreira. Refill friction stir spot welding: investigation of the similar and dissimilar welding of AA5754-H22 and AA6061-T6 sheets. 2019. 117 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2019.
 37. Parra B, Saccon VT, De Alcântara NG, Rosendo T, Dos Santos JF. An investigation on friction spot welding in AA6181-T4 alloy. 65th ABM Int Congr 18th IFHTSE Congr 1st TMS/ABM Int Mater Congr 2010. 2010;3:1861–72.
 38. 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. *Mater Des.* 2013;44:476–86.
 39. Li Z, Gao S, Ji S, Yue Y, Chai P. Effect of Rotational Speed on Microstructure and Mechanical Properties of Refill Friction Stir Spot Welded 2024 Al Alloy. 2016;25:1673–82.
 40. Xu, Z., Li, Z., Ji, S. and Zhang, L. (2018). Refill friction stir spot welding of 5083-O aluminum alloy. *Journal of Materials Science & Technology*, 34(5), pp.878–885.
 41. Zhao YQ, Liu HJ, Chen SX, Lin Z, Hou JC. Effects of sleeve plunge depth on microstructures and mechanical properties of friction spot welded alclad 7B04-T74 aluminum alloy. 2014;62:40–6.

42. Cao JY, Wang M, Kong L, Guo LJ. Hook formation and mechanical properties of friction spot welding in alloy 6061-T6. *J Mater Process Technol.* 2016;230:254–62.
43. Su P, Gerlich A, North TH, Bendzsak GJ. Energy generation and stir zone dimensions in friction stir spot welds. *SAE Tech Pap.* 2006.
44. Li G, Zhou L, Luo L, Wu X, Guo N. Microstructural evolution and mechanical properties of refill friction stir spot welded alclad 2A12-T4 aluminum alloy. *J Mater Res Technol.* 2019;8(5):4115–29.
45. Chen D, Li J, Xiong J, Shi J, Dou J, Zhao H. Enhance mechanical properties of refill friction stir spot welding joint of alclad 7050/2524 aluminum via suspension rotating process. *J Mater Res Technol.* 2021;12:1243–51.
46. Shen Z, Ding Y, Gopkalo O, Diak B, Gerlich AP. Effects of tool design on the microstructure and mechanical properties of refill friction stir spot welding of dissimilar Al alloys. *J Mater Process Technol.* 2018;252:751–9.
47. Shen Z, Li WY, Ding Y, Hou W, Liu XC, Guo W, et al. Material flow during refill friction stir spot welded dissimilar Al alloys using a grooved tool. *J Manuf Process.* 2020;49:260–70.
48. Cao JY, Zhang CC, Xing YF, Wang M. Pin plunging reinforced refill friction stir spot welding of Alclad 2219 to 7075 alloy. *J Mater Process Technol.* 2020;284.
49. Ferreira AC, Campanelli LC, Suhuddin UFH, de Alcântara NG, dos Santos JF. Investigation of internal defects and premature fracture of dissimilar refill friction stir spot welds of AA5754 and AA6061. *Int J Adv Manuf Technol.* 2020;106(7–8):3523–31.
50. Zou Y, Li W, Chu Q, Wu D, Su Y, Shen Z, et al. Formability and mechanical property of refill friction stir spot-welded joints. *Weld World.* 2021;65(5):899–907.

51. Liu X bo, Qiao F bin, Guo L jie, Qiu X er. Metallographic structure, mechanical properties, and process parameter optimization of 5A06 joints formed by ultrasonic-assisted refill friction stir spot welding. *Int J Miner Metall Mater.* 2017;24(2):164–70.
52. AWS D17.2/D17.2M, “Specification for Resistance Welding for Aerospace,” Am. Weld. Soc., 2013.
53. ASTM STANDARD. E384-17 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. ASTM INTERNATIONAL, 2017.
54. Vierneusel B, Schneider T, Tremmel S, Wartzack S, Gradt T. Humidity resistant MoS₂ coatings deposited by unbalanced magnetron sputtering. *Surf Coatings Technol.* 2013;235:97–107.
55. Tier MD, Rosendo TS, Dos Santos JF, Huber N, Mazzaferro JA, Mazzaferro CP, et al. The influence of refill FSSW parameters on the microstructure and shear strength of 5042 aluminium welds. *J Mater Process Technol.* 2013;213(6):997–1005.
56. Cao JY, Wang M, Kong L, Yin YH, Guo LJ. Numerical modeling and experimental investigation of material flow in friction spot welding of Al 6061-T6. *Int J Adv Manuf Technol.* 2017;89(5–8):2129–39.
57. Wen Q, Li W, Patel V, Bergmann L, Klusemann B, dos Santos JF. Assessing the Bonding Interface Characteristics and Mechanical Properties of Bobbin Tool Friction Stir Welded Dissimilar Aluminum Alloy Joints. *Acta Metall Sin.* 2021;34(1):125–34.
58. Suhuddin UFH, Fischer V, dos Santos JF. The thermal cycle during the dissimilar friction spot welding of aluminum and magnesium alloy. *Scr Mater.* 2013;68(1):87–90.

APÊNDICE A

Tabela A.1 - Análise de variância e equação da resposta prevista pelo modelo antes da eliminação dos termos VP*VP, VR*VP e VP*PP.

Fonte	Adj. SQ	GL	Adj. QM	Valor-F	Valor-p	Contribuição (%)
Modelo	8,621,427	9	957,936	4.16	0.065	88.22
Linear	7,328,747	3	2,442,916	10.61	0.013	74.99
VR	948,450	1	948,450	4.12	0.098	9.7
VP	1,517,012	1	1,517,012	6.59	0.050	15.52
PP	4,863,285	1	4,863,285	21.11	0.006	49.76
Quadrado	784,526	3	261,059	1.14	0.419	8.03
VR*VR	364,339	1	364,339	1.58	0.264	3.87
VP*VP	137,753	1	137,753	0.60	0.474	1.72
PP*PP	237,897	1	237,897	1.03	0.356	2.43
Interação de 2 fatores	508,154	3	169,385	0.74	0.574	5.20
VR*VP	121,595	1	121,595	0.53	0.500	1.24
VR*PP	378,108	1	378,108	1.64	0.256	3.87
VP*PP	8,451	1	8,451	0.04	0.856	0.09
Erro	1,151,697	5	230,339	-	-	11.78
Teste de Ajuste	738,211	3	246,070	1.19	0.487	7.55
Erro Puro	413,485	2	206,743	-	-	4.23
Total	9,773,124	14	-	-	-	100

$$RC \text{ (kN)} = (-46289 - 11.26 * VR - 764 * VP + 38051 * PP + 0.001257 * VR * VR + 773 * VP * VP - 6346 * PP * PP - 0.697 * VR * VP + 3.07 * VR * PP - 460 * VP * PP)/1000$$

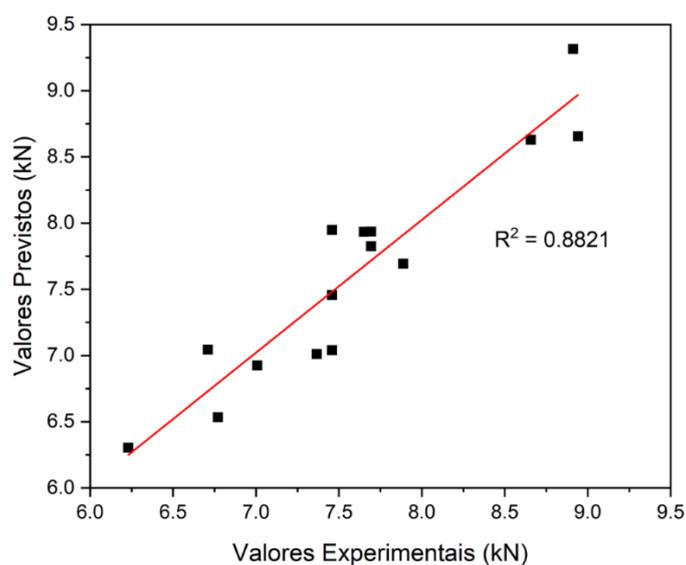


Figura A.1 - Gráfico comparativo entre os valores previstos pelo modelo Box-Behnken e os valores obtidos experimentalmente de resistência ao cisalhamento sem eliminação de termos.

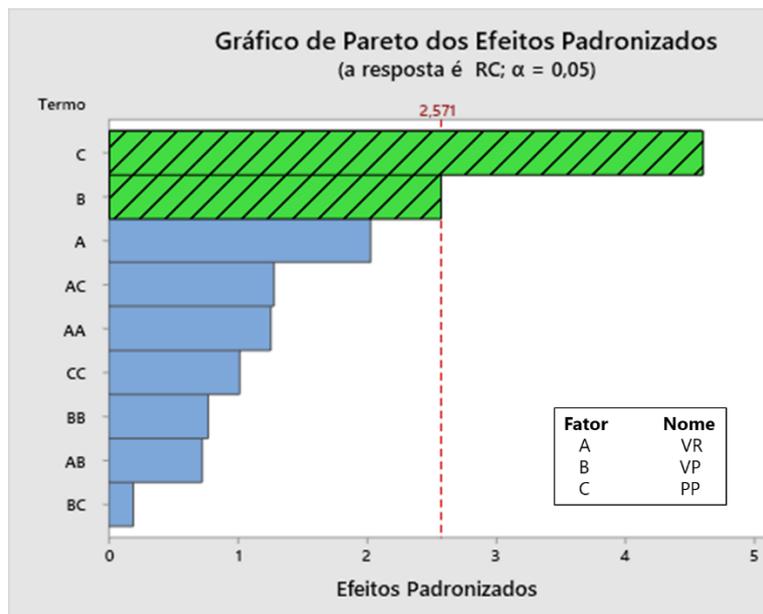


Figura A.2 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para o modelo antes da eliminação de termos.