



Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Denilson Hebert da Silva Santos

**ESTUDO EXPLORATÓRIO DA INCORPORAÇÃO
DE ELEMENTOS DE LIGA MEDIANTE
PROCESSAMENTO POR ATRITO LINEAR COM
MISTURA EM CHAPAS DE ALUMÍNIO 1060**

Belo Horizonte

Junho de 2023

Denilson Hebert da Silva Santos

**ESTUDO EXPLORATÓRIO DA INCORPORAÇÃO
DE ELEMENTOS DE LIGA MEDIANTE
PROCESSAMENTO POR ATRITO LINEAR COM
MISTURA EM CHAPAS DE ALUMÍNIO 1060**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz

Belo Horizonte

Junho de 2023

Santos, Denilson Hebert da Silva.
S237e Estudo exploratório da incorporação de elementos de liga
mediante processamento por atrito linear com mistura em chapas de
alumínio 1060 / Denilson Hebert da Silva Santos. – 2023.
72 f. : il.

Orientador: Cláudio Turani Vaz

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação
Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2023.
Bibliografia.

1. Alumínio - Propriedades mecânicas. 2. Ligas de alumínio. 3.
Ensaio dos materiais. 4. Fricção. I. Vaz, Cláudio Turani. II. Título.

CDD: 620.112



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 68 / 2023 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.059822/2023-72

Belo Horizonte-MG, 05 de dezembro de 2023.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

ESTUDO EXPLORATÓRIO DA INCORPORAÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA MEDIANTE PROCESSAMENTO POR ATRITO LINEAR COM MISTURA EM CHAPAS DE ALUMÍNIO 1060

Autor: Denílson Hebert da Silva Santos

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 14 de julho de 2023 esta Dissertação:

Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Bruno Silva Cota (EXAMINADOR EXTERNO)
Universidade Federal de Itajubá ? UNIFEI

(Assinado digitalmente em 06/12/2023 09:34)
CARLOS ALBERTO CARVALHO CASTRO
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DMCVG (11.64.05)
Matrícula: 2494298

(Assinado digitalmente em 05/12/2023 18:10)
CLAUDIO TURANI VAZ
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
POSMAT (11.52.07)
Matrícula: 1812853

(Assinado digitalmente em 05/12/2023 18:20)
BRUNO SILVA COTA
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.456-##

Visualize o documento original em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp> informando seu número: **68**, ano: **2023**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de emissão: **05/12/2023** e o código de verificação: **4d2583f2d8**

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, que nos criou, me deu capacidade e vontade para lutar por mais esse objetivo na minha vida.

Agradeço à minha mãe, Maria da Luz da Silva, que nunca poupou esforços para tentar me dar tudo que precisei, como alimentação, vestuário, educação e carinho.

Agradeço aos colaboradores do POSMAT CEFET-MG: Aderci de Freitas Filho, Bruno Cordeiro Silva, Carlos Alberto de Oliveira, Caroline Fernandes de Paula e Jorge Wanderson Barbosa pela ajuda inestimável no desenvolvimento dos trabalhos administrativos, de usinagem, manutenção de máquinas e análise laboratorial.

Agradeço aos professores: João Bosco dos Santos, pelo direcionamento e escolha da área de pesquisa; Wellington Lopes, pela realização dos testes de tração e Elaine Carballo Siqueira, pelo apoio nas análises do laboratório metalográfico.

Agradeço de maneira ímpar ao professor Cláudio Turani Vaz, em aceitar o desafio de ser o meu orientador, por me guiar na condução das atividades e finalmente, pela compreensão dos percalços que me atingiram na parte final da pesquisa.

RESUMO

O alumínio puro é bastante dúctil, apresenta boa resistência à corrosão, boa condutividade térmica e elétrica. Porém, apresenta baixa resistência a esforços mecânicos em aplicações estruturais. Este trabalho tem como objetivo estudar de modo exploratório a adição de elementos químicos de forma localizada em chapas de alumínio 1060, empregando o processamento por atrito linear com mistura (*friction stir processing* - *FSP*). Foi realizada uma mistura com pós metálicos de cobre e zinco de alta pureza em verniz vinílico. Após a deposição desta no entalhe feito na chapa de alumínio foi realizado o *FSP* utilizando uma ferramenta com pino rosqueado em aço H13 temperado e revenido. Três níveis de velocidade de rotação e de avanço foram utilizados, mantendo inalterado o ângulo de inclinação de 3°. Foram retirados corpos de prova das chapas processadas para análise metalográfica, resistência à tração e perfil de dureza. O propósito destas avaliações foi investigar as modificações ocorridas na microestrutura devido à adição do Cu e do Zn na região misturada. Foi observada uma queda no limite de resistência à tração em comparação com o metal base, para quaisquer parâmetro de processo utilizado. Avaliando a microestrutura observou-se que tal fenômeno está associado à forma irregular com que a mistura de cobre e zinco foi incorporada na matriz de alumínio. Por outro lado, a variação dos parâmetros de trabalho, principalmente a diminuição da velocidade de avanço, promoveu uma alteração significativa na morfologia da região misturada. De modo geral, o aumento na energia de processamento (RA mais alto), resultou em uma mistura mais eficiente, que fez com que a zona misturada atingisse a parte inferior da chapa.

Palavras-chave: *Alumínio, elementos de liga, processamento, fricção*

ABSTRACT

Pure aluminum is ductile, presents high corrosion resistance, thermal and electrical conductivity. However, the mechanical resistance is very low and it is not adequate to structural applications. The purpose of this work was to conduct an exploratory study about the addition of chemical elements in a matrix of 1060 aluminum by friction stir processing. Copper and zinc were added as a mix of high purity powders with varnish. After the deposition in an aluminum plate notch the material was processed using a threaded pin made in H13 hardened and tempered steel. Three levels of rotation and travel speed were utilized, keeping the pin angle fixed at 3 degrees. Samples from the processed material were submitted to microstructural, tension and hardness evaluations. The goal of these inspections was to investigate the modification occurred due to the addition of Cu and Zn in the stir zone. The mechanical resistance decreased in comparison with the base 1060 aluminum, no matter the process parameters used. The microstructure showed that this phenomenon is related to the irregular mixture in the processed region. On the other hand, the process parameters variation, especially the reduction of travel speed, promoted significant modification of the stir zone structure. In general, the heat input increase resulted in a more efficient mixture, causing the stir zone to reach the bottom region of the processed aluminum plate.

Key words: aluminum, alloy elements, processing, friction

LISTA DE FIGURAS

Figura 01 - Principais elementos de liga e classificação das ligas de alumínio.....	15
Figura 02 - Ferramentas típicas de <i>FSW</i>	18
Figura 03 - Ilustração esquemática do processo de <i>FSW</i>	19
Figura 04 - Zonas formadas durante a <i>FSW</i> : Centro, Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA) e Zona Termicamente Afetada (ZTA)	20
Figura 05 - Geometrias de junta onde o processo <i>FSW</i> pode ser utilizado	21
Figura 06 - Design de uma ferramenta mostrando o ângulo de inclinação	23
Figura 07 - Esquema de funcionamento do <i>FSP</i>	25
Figura 08 - Tipos comuns de ferramentas utilizadas no <i>FSP</i> : (a) Sem pino e (b) Com pino	26
Figura 09 - Diferentes formatos de pinos utilizados em <i>FSP</i> : (a) Circular, (b) circular com rosca, (c) triangular e (d) quadrado	27
Figura 10- Método de adição de partículas por <i>FSP</i>	28
Figura 11 - Ferramenta oca sem pino utilizada em <i>FSP</i>	29
Figura 12 - Fluxograma de descrição dos trabalhos	29
Figura 13 - Dimensões (mm) dos corpos de prova para ensaio de tração.....	31
Figura 14 - Pontos de análise de dureza nos corpos de prova retirados das placas de Al.....	31
Figura 15 - Fresadora universal para execução do processo de <i>FS</i>	32
Figura 16 - Sistema de fixação da chapa de alumínio para o processo <i>FS</i>	32
Figura 17 - Design da ferramenta de <i>FS</i> utilizada neste trabalho	33
Figura 18 - Valores da ZTMA para a liga de Al AA6063 e a ferramenta utilizada no processo de <i>FS</i>	34
Figura 19 - Esquema mostrando as regiões presentes no processo <i>FS</i>	34

Figura 20 - Detalhamento do entalhe feito na placa de alumínio para a deposição da mistura dos pós metálicos	35
Figura 21 - Detalhamento da retirada dos corpos de prova após <i>FS</i>	37
Figura 22 - Avaliação do perfil de dureza após o processo de <i>FS</i>	38
Figura 23 - Microestrutura da região central de uma amostra da chapa de alumínio laminada : a) aumento de 100x, b) aumento de 200x, c) aumento de 400x e d) aumento de 800x.....	40
Figura 24 - Chapas de Alumínio Processadas por Friction Stir	42
Figura 25 - Estrutura Chapas de Alumínio Processadas por <i>Friction Stir</i>	43
Figura 26 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 55 mm/min e VR 642 rpm.....	45
Figura 27 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 55 mm/min e VR 864 rpm.....	46
Figura 28 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 55 mm/min e VR 1176 rpm(área 1)	47
Figura 29 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 55 mm/min e VR 1176 rpm(área 2)	48
Figura 30 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 40 mm/min e VR 642 rpm.....	49
Figura 31 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 40 mm/min e VR 864 rpm.....	50
Figura 32 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 40 mm/min e VR 1176 rpm.....	51
Figura 33 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 25 mm/min e VR 642 rpm.....	52
Figura 34 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 25 mm/min e VR 864 rpm.....	53
Figura 35 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 25 mm/min e VR 1176 rpm.....	54

Figura 36 - Limite de resistência à tração em função da velocidade de rotação para os três níveis de velocidade de avanço.....	56
Figura 37 - Limite de resistência à tração em função da velocidade de avanço para os três níveis de velocidade de rotação	57
Figura 38 - Limite de resistência à tração em função de RA.....	58
Figura 39 - Perfil de microdureza do material processado em função dos parâmetros de processamento.....	59

LISTA DE TABELAS

Tabela 01 - Principais propriedades do alumínio no estado recozido	16
Tabela 02 - Propriedades mecânicas de algumas ligas de alumínio da série 7xxx...	17
Tabela 03 - Propriedades mecânicas de algumas ligas de aço de alta resistência...	17
Tabela 04 - Planejamento de experimentos para o processo de <i>FS</i>	36
Tabela 05 - Análise química das placas de alumínio	39
Tabela 06 - Resultados dos testes de tração chapas de alumínio puro	41
Tabela 07 - Resultados de microdureza das chapas de alumínio puro	42

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
2	OBJETIVOS	14
2.1	Objetivo Geral	14
2.2	Objetivos Específicos	14
3	FUNDAMENTOS TEÓRICOS E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
3.1	Tipos de Ligas de Alumínio	15
3.2	Propriedades do alumínio da série 1XXX	16
3.3	Propriedades do alumínio da série 7XXX	16
3.4	Processo de Soldagem por Atrito Linear com Mistura (<i>FSW</i>)	18
3.4.1	Regiões da junta soldada por <i>FSW</i>	19
3.4.2	Parâmetros do processo de <i>FSW</i>	20
3.5	Processamento por Atrito Linear com Mistura (<i>FSP</i>)	24
4	MATERIAIS E MÉTODOS	29
4.1	Materiais	29
4.2	Métodos	30
4.2.1	Caracterização metalúrgica da chapa base	30
4.2.2	Equipamento para execução do <i>FSP</i>	32
4.2.3	Geometria da ferramenta para o processo de <i>FS</i>	33
4.2.4	Aplicação da mistura dos pós metálicos nas chapas de alumínio	34
4.2.5	Ajuste dos parâmetros e execução do processo	35
4.2.6	Esquema de retirada dos corpos de prova após processo de <i>FS</i>	37

4.2.7	Análise macro e microestrutural das chapas modificadas pela adição de elementos de liga pelo processo de <i>FS</i>	37
4.2.8	Avaliação do comportamento mecânico após adição dos elementos de liga pelo processo de <i>FS</i>	38
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	39
5.1	Caracterização das Chapas de Alumínio - Material Base	39
5.1.1	Composição química	39
5.1.2	Análise microestrutural	39
5.1.3	Limite de escoamento e de resistência à tração	40
5.1.4	Dureza Vickers	41
5.2	Caracterização das Chapas de Alumínio Processadas por <i>Friction Stir</i>	42
5.2.1	Análise macro e microestrutural	43
5.2.2	Limite de resistência à tração	55
5.2.3	Perfil de dureza da região processada	58
6	CONCLUSÕES	61
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	62

1 INTRODUÇÃO

Apesar de sua elevada ductilidade, resistência à corrosão, condutividade térmica e elétrica, o alumínio puro apresenta baixa resistência a esforços mecânicos. A adição de elementos de liga é o caminho mais usual para superar tais deficiências. Ligas de alumínio da série 7xxx, são caracterizadas pela presença, principalmente do zinco, do magnésio e do cobre, resultando em estabilidade térmica associado a elevada resistência mecânica (ASM Handbook V.2, 1990). Estas podem ser divididas em dois grupos: o primeiro composto pelas que apresentam elevada resistência contendo mais que 1% de cobre. O segundo grupo, de média e baixa resistência, desenvolvidas para serem soldadas sem adição de cobre (Mathers, 2002). Estas são freqüentemente utilizadas em estruturas de aeronaves, equipamentos móveis como trailers e trens e em partes altamente solicitadas mecanicamente (ASM Handbook V.2, 1990).

O processo *friction stir welding* (FSW) foi patenteado na década de 90 pelo TWI (The Welding Institute) na Inglaterra como uma alternativa viável para a soldagem de ligas endurecidas de alumínio, devido à sua principal característica, que é promover a união do material sem a sua fusão. Conforme discutido por Mishra et al (2005) e Zhang et al (2012), através dele obtém-se um produto com ótimas propriedades mecânicas e baixo nível ou até isento de descontinuidades. Este processo baseia-se na utilização de uma ferramenta que é inserida entre as peças a serem soldadas e ocasiona a sua união através de profunda deformação plástica, provocada pelo atrito entre essa e o alumínio durante os movimentos de rotação e translação. As vantagens e avanços observados na FSW resultaram no surgimento do FSP (*friction stir processing*). Entre inúmeras possibilidades esta técnica pode ser utilizada na modificação localizada e controle da microestrutura nas camadas próximas da superfície em componentes metálicos, poliméricos ou até mesmo na produção de compósitos. Devido à sua grande versatilidade o FSP possui algumas vantagens sobre outras técnicas metalúrgicas, podendo ser utilizado na fabricação e modificação de materiais. Permite um processamento simples, no estado sólido, que possibilita refinamento, aumento da densidade e homogeneização da estrutura do material. Altera a microestrutura e as propriedades da zona processada por meio da otimização da geometria da ferramenta e dos parâmetros de processo. Pode ser empregado para modificações em profundidades que variam de centésimos de

milímetros a alguns centímetros, de acordo com o comprimento do pino. Como a geração de calor resulta da fricção e deformação plástica do próprio material se apresenta como uma técnica sustentável, pois não utiliza gases nocivos, não gera radiação e nem produz ruído. Além disso, não altera a forma e as dimensões dos componentes trabalhados, como detalhado por Rosendo et al (2015). Considerando os aspectos acima mencionados a proposta desse trabalho foi investigar, de modo exploratório, o efeito de variáveis do processamento por atrito linear com mistura (FSP) sobre a mistura de pós metálicos de cobre e zinco em um matriz de alumínio 1060, com o intuito de se viabilizar o emprego dessa técnica na incorporação de elementos de liga, analisando o efeito dos parâmetros de processamento sobre a estrutura e o comportamento mecânico do material processado.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo principal deste trabalho é realizar um estudo exploratório da adição de elementos de liga em forma de pós metálicos de alta pureza em chapas de alumínio 1060, por meio de *FSP*, de maneira simples e viável, avaliando a estrutura e o comportamento mecânico do material processado.

2.2 Objetivos Específicos

. Desenvolver a ferramenta para *FSP*, determinando o tipo de material e a geometria do pino e do ombro, de maneira a garantir o fluxo dos pós metálicos da superfície para o interior da peça, baseado nos trabalhos encontrados na literatura sobre este processo para o alumínio;

. Estudar os principais parâmetros do processo *FSP*, tais como velocidade de rotação, velocidade de avanço e o ângulo de inclinação da ferramenta;

. Comparar a microestrutura e o comportamento mecânico do material antes e pós-processamento, de maneira a se avaliar as modificações ocasionadas na matriz metálica pela adição dos pós metálicos.

3 FUNDAMENTOS TEÓRICOS E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

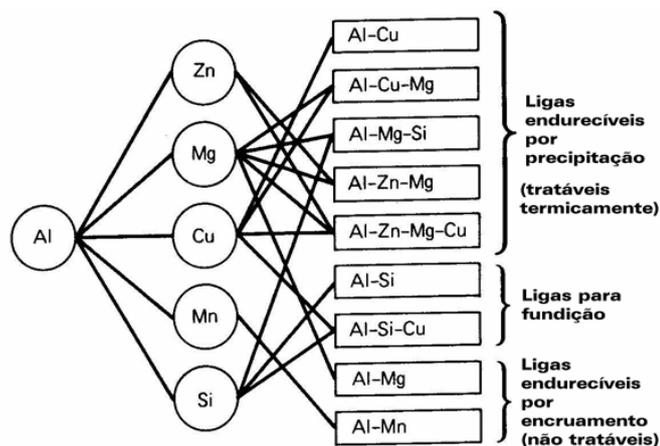
3.1 Tipos de Ligas de Alumínio

Os principais elementos adicionados ao alumínio incluem combinações de Zinco (Zn), Magnésio (Mg), Cobre (Cu), Manganês (Mn) e Silício (Si). As ligas resultantes podem ser divididas em dois grupos, de acordo com o tipo de produto a ser desenvolvido: ligas para trabalho e conformação, que são destinadas à fabricação de produtos semi-acabados tais como laminados planos (placas, chapas e folhas), laminados não planos (tarugos, barras e arames), perfis extrudados e componentes forjados, e as ligas para fundição, empregadas na fabricação de componentes fundidos. No total existem mais de 600 combinações destas ligas utilizadas industrialmente.

Estes dois grupos são subdivididos em: ligas não tratáveis, que não são endurecíveis por meio de tratamento térmico e as ligas tratáveis termicamente, que podem ser endurecidas por meio de tratamentos térmicos.

O diagrama da figura 01 ilustra a relação entre os elementos presentes e a classificação das ligas de alumínio.

Figura 01 - Principais elementos de liga e classificação das ligas de alumínio.



Fonte: Doherty,2012.

3.2 Propriedades do alumínio da série 1XXX

As ligas da série 1XXX são trabalháveis e não tratáveis termicamente. A tabela 01 relaciona propriedades químicas, físicas e mecânicas para o alumínio puro (AA1100 – 99,00% de Al, AA1050 – 99,50% de Al, AA1070 – 99,70% de Al) (Davis, 1993) e para o alumínio super puro (AA1199– 99,995% de Al) (Hatch, 1984a). Estas são caracterizadas por possuir excelente resistência à corrosão, alta condutividade térmica e elétrica, baixa resistência mecânica e excelente trabalhabilidade. Um aumento moderado na resistência pode ser obtido com o endurecimento por deformação a frio.

Tabela 01 - Principais propriedades do alumínio no estado recozido.

Principais propriedades	Classificação do alumínio			
	AA1100	AA1050	AA1070	AA1199
Número atômico	13	13	13	13
Peso atômico	26,98	26,98	26,98	26,98
Estrutura cristalina	CFC	CFC	CFC	CFC
Parâmetro de rede (Å)	–	–	–	4,04
Ponto de fusão (°C)	657	658,4	658,9	660,24
Densidade a 20 °C da liga (g/cm ³)	2,710	2,705	2,703	2,698
Condutividade elétrica a 20 °C da liga (IACS)	59,0%	61,3%	–	64,5%
Resistividade elétrica a 20 °C da liga (nΩ.m)	29,2	28,1	–	26,7
Calor específico a 20 °C da liga (J/kg.K)	904	900	–	900
Condutividade térmica a 20 °C da liga (W/m.K)	222	231	–	243
Limite de resistência a tração (MPa)	90	76	–	45
Limite de escoamento (MPa)	34	28	–	10
Alongamento (%)	35	39	–	50
Módulo de elasticidade (GPa) – (tração)	69	69	–	62
(cisalhamento)	26	25	–	25
Resistência à fadiga (MPa)	34	–	–	–
Dureza (HB)	23	–	20	15

Fonte: Davis, 1993; Hatch, 1984a.

3.3 Propriedades do alumínio da série 7XXX

Na série 7xxx o zinco é o elemento presente em maior quantidade, variando de 1 a 8%, sendo que juntamente com uma pequena porcentagem de magnésio resulta em uma liga tratável termicamente e com alta resistência mecânica (ASM Handbook V.2, 1990). A adição destes elementos, no entanto, reduz a soldabilidade, devido ao aumento da suscetibilidade a trincas. Usualmente, outros elementos como cobre e cromo são adicionados em pequenas quantidades. Este grupo é largamente

utilizado em estruturas que exigem altas solicitações mecânicas (ASM Handbook V.2, 1990). A tabela 02 exibe os valores do limite de escoamento, do limite de resistência e do alongamento para algumas ligas desta série e a tabela 03, a título de comparação, mostra estas mesmas propriedades para alguns aços especiais de alta resistência produzidos pela empresa SSAB e empregados na indústria automotiva. Pode ser observado que tanto o limite de escoamento quanto o limite de resistência das ligas de Al são superiores aos valores dos aços bifásicos (DP) e se encontram no mesmo patamar dos aços de alta resistência e baixa liga (HSLA).

Tabela 02 - Propriedades mecânicas de algumas ligas de alumínio da série 7xxx.

Liga de Al	Tratamento Térmico	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento % (em 50mm)
7001	T6	625	675	9
7049	T73	475	540	10
7050	T74	450	510	13
7076	T61	470	510	14
7178	T6, T651	540	605	10

Fonte:Infomet, 2020 (adaptado).

Tabela 03 - Propriedades mecânicas de algumas ligas de aço de alta resistência.

Tipo de Aço	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento % (espessura < 3,00mm)
DOCOL HR 420 LA	420-520	480-600	18
DOCOL HR 500 LA	500-620	560-700	14
DOCOL HR 600 LA	600-730	650-820	13
DOCOL CR 290Y DP	290-370	500-600	20
DOCOL CR 350Y DP	350-450	600-700	16

Fonte:SSAB, 2020 (adaptado).

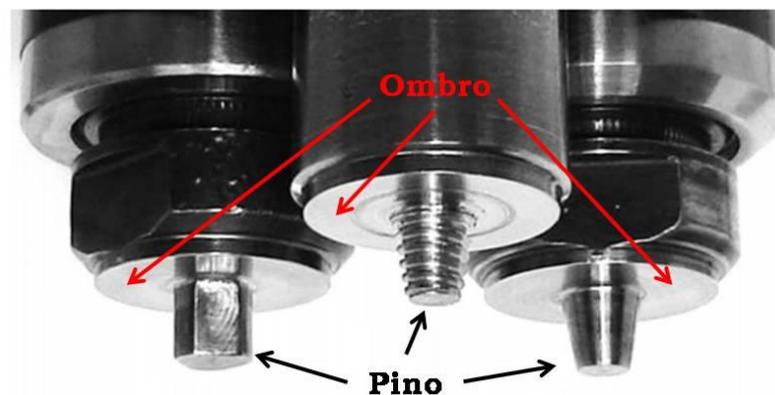
Em contrapartida, possuem baixa resistência à corrosão sob tensão, sendo algumas vezes utilizadas com tratamentos de superenvelhecimento de forma a combinar resistência mecânica, à corrosão e à fratura (ASM Handbook V.2, 1990). Em geral apresentam boa usinabilidade, forjabilidade e conformabilidade.

A liga da série 7xxx foi escolhida justamente por apresentar alta resistência mecânica e amplo emprego em diversos segmentos, como por exemplo na indústria aeronáutica.

3.4 Processo de Soldagem por Atrito Linear com Mistura (*FSW*)

O *FSW* é uma técnica de soldagem usada em soldas de topo e sobrepostas que podem ser realizadas em praticamente todos os tipos de perfis. Neste método uma ferramenta cilíndrica em rotação é inserida na junta a ser soldada. A ferramenta é constituída do ombro e um pino como mostrado na figura 02. A união das partes ocorre por intermédio do calor gerado pelo atrito do pino inserido na peça, que provoca um amolecimento da região, possibilitando assim a mistura mecânica dos materiais. O aquecimento localizado aumenta a ductilidade dos materiais ao redor do pino e a combinação da rotação da ferramenta e o avanço da mesma faz com que haja uma movimentação de material da frente do pino para trás. Como resultado tem-se uma junta produzida no estado sólido, ou seja, sem fusão envolvida no processo. Devido às diversas formas geométricas em que as ferramentas são construídas, o movimento do material ao redor do pino pode ser bastante complexo.

Figura 02 - Ferramentas típicas de *FSW*.

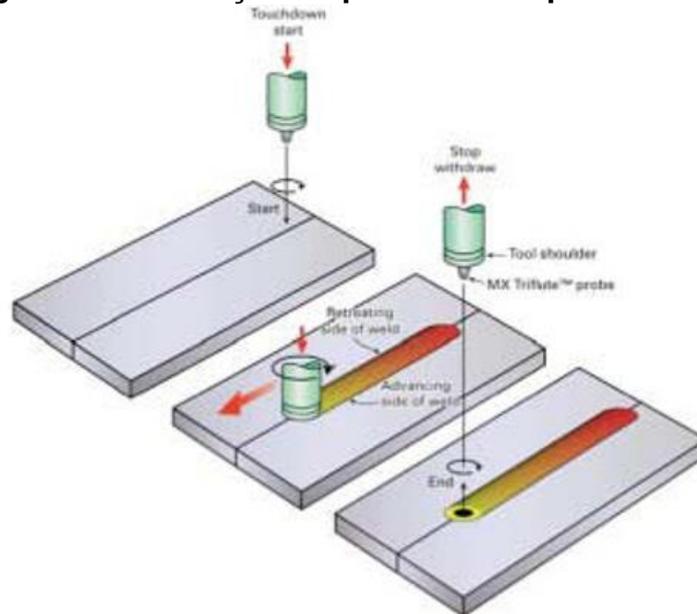


Fonte: Capelari, 2009.

A figura 03 ilustra o processo de *FSW* em uma junta de topo. Primeiramente a ferramenta entra em rotação na velocidade desejada, logo após, a ferramenta é

inserida na junta até que o ombro entre em contato com a superfície das peças. Após o amolecimento do material junto à ferramenta a mesma é transladada no sentido e alinhamento da junta. Um pouco antes do final do processo a ferramenta é removida da junta, deixando um furo do mesmo diâmetro do pino, que é chamado de furo remanescente.

Figura 03 - Ilustração esquemática do processo de FSW.

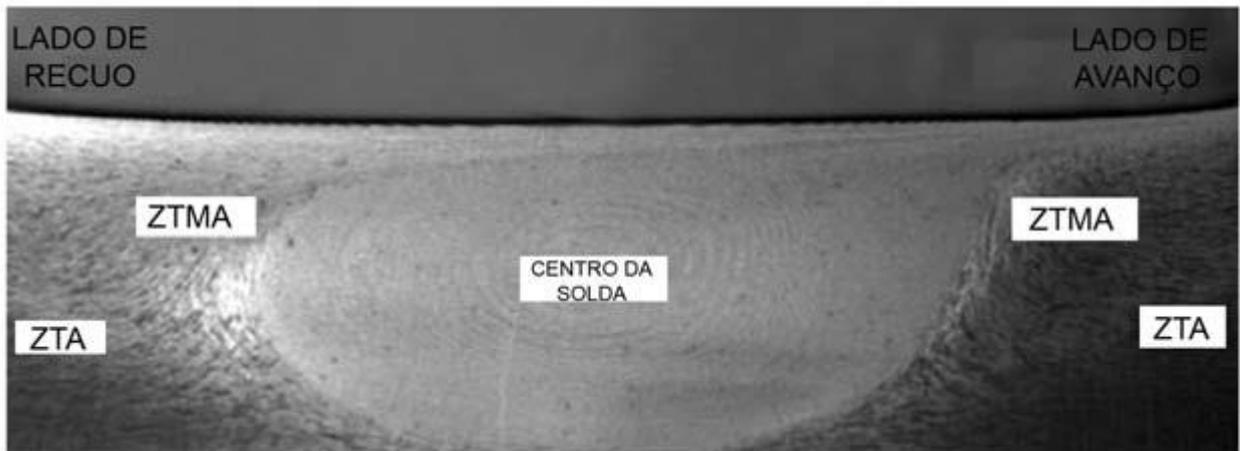


Fonte: Thomas, 2002.

3.4.1 Regiões da junta soldada por FSW

A soldagem por FSW resulta em três zonas distintas: zona termicamente afetada (ZTA), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e o centro da solda ou zona misturada (Mishra e Ma, 2005), conforme mostrado na figura 04. Estas zonas são formadas devido à rotação da ferramenta que causa intensa deformação plástica e a exposição à alta temperatura pelo material. Isto resulta em recristalização do material, desenvolvimento de textura e dissolução de precipitados com crescimento de grãos no centro da solda e nas adjacências (Mishra e Ma, 2005).

Figura 04 - Zonas formadas durante a FSW: Centro, Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA) e Zona Termicamente Afetada (ZTA).



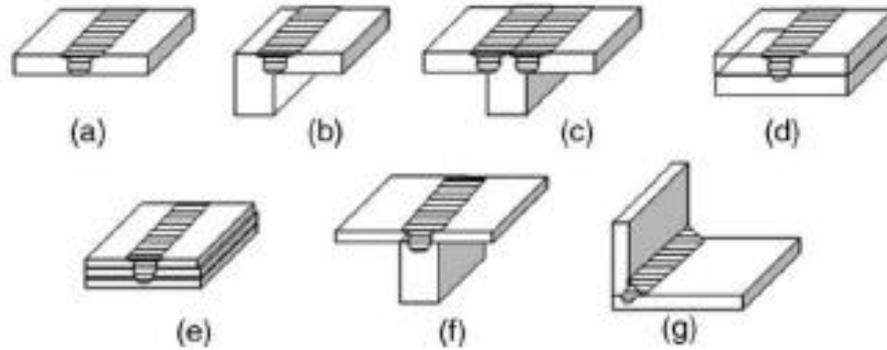
Fonte: Mishra e Ma, 2005 (adaptado).

O centro da solda é a *área recristalizada da zona termomecanicamente afetada* nas ligas de alumínio (Roldo, 2004), onde o material sofreu intensa deformação plástica e foi submetido ao calor gerado por fricção, resultando em uma microestrutura de grãos refinados (Mishra e Ma, 2005). A zona termomecanicamente afetada (ZTMA), compreende a região do material plasticamente deformado pela ferramenta de soldagem onde o calor do processo também exerce influência (Roldo, 2004). Na ZTMA, o calor gerado pela ferramenta ainda é superior à temperatura de recristalização do material, o que leva à formação de precipitados em solução sólida (Júnior, 2003). Na zona termicamente afetada (ZTA), o material experimenta um ciclo térmico que modifica a microestrutura e/ou as propriedades mecânicas. Contudo, não há deformação plástica (Roldo, 2004). Nas ligas de alumínio o crescimento dos grãos e o superenvelhecimento localizado resultam em perda da resistência mecânica (Júnior, 2003; Roldo, 2004).

3.4.2 Parâmetros do processo de FSW

O processo de soldagem FSW envolve diversos parâmetros que serão discutidos a seguir. O projeto da junta envolve a disposição dos perfis e chapas para a união. As configurações de juntas que podem ser utilizadas neste processo de soldagem são mostradas na figura 05.

Figura 05 - Geometrias de junta onde o processo *FSW* pode ser utilizado.



(a) junta de topo, (b) junta de topo a 90°, (c) junta de topo em T tripartida, (d) junta sobreposta, (e) junta sobreposta múltipla, (f) junta de topo em T bipartida e (g) junta de topo em ângulo.

Fonte: Cruz, 2009.

A velocidade de rotação está intimamente ligada à geração de calor durante o processo de soldagem. Quanto maior esta, maior será a temperatura atingida no processo devido ao aumento do aquecimento por atrito. A rotação da ferramenta resulta na agitação e mistura do material ao redor do pino (Mishra e Ma, 2005), fazendo o mesmo escoar da parte frontal para a posterior da ferramenta. Deve ser observado que a fricção entre a superfície da ferramenta e a junta governa o mecanismo de aquecimento. Desta forma, um aumento monotônico do aquecimento com o aumento da rotação da ferramenta não deve ser esperado, uma vez que o coeficiente de atrito da interface sofrerá alterações. Mishra e Ma (2005), comentam que em uma *FSW* de AA1050, o pico de temperatura na junta aumentou linearmente de 190 a 310°C com o aumento da rotação de 560 para 1840 rpm, a uma velocidade de avanço constante de 155 mm/min. Segundo Aires (2007), a razão entre a velocidade de rotação e a velocidade de avanço da ferramenta é fator chave na otimização do processo de soldagem *FSW*.

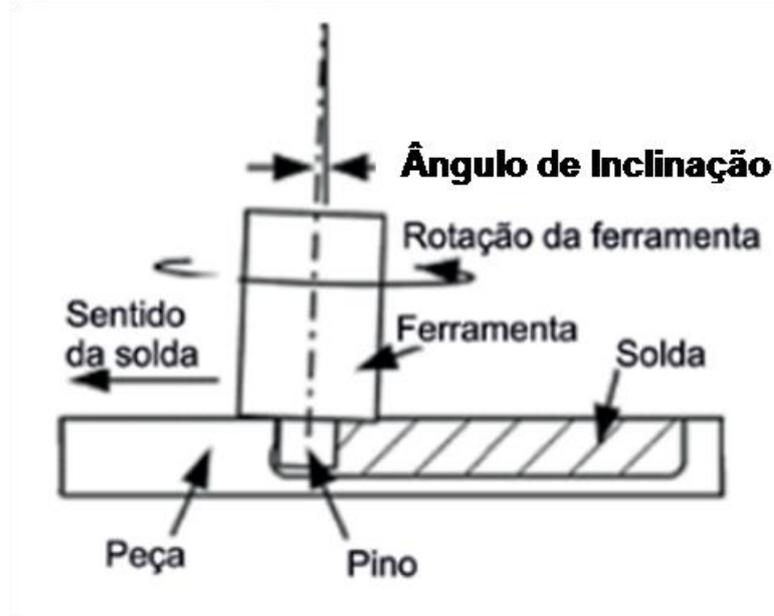
A velocidade de avanço é a distância percorrida pela ferramenta por unidade de tempo [mm/min] e possui relação direta com o aporte de calor durante o processo. A variação deste parâmetro implica consideravelmente nas propriedades mecânicas, na microestrutura, no tamanho de grão, no tamanho e forma da zona misturada, conforme demonstrado nos trabalhos de Renck (2005), Gharacheh et al. (2006) e Hirata et al. (2007).

A temperatura no processo de FSW é governada pela velocidade de rotação e pela velocidade de avanço da ferramenta. Estas duas variáveis podem ser alteradas de modo a fornecer mais ou menos energia durante o processamento. A razão entre a velocidade de rotação e a velocidade de avanço é chamada de RA e define as condições dinâmicas que dominam o fluxo plástico do material ao redor do pino e a geração de calor resultante do processo. Maiores valores de RA implicam em maior geração de calor. Segundo Aires (2007), altos valores de RA ocasionam grande ZTA e ZTMA pequena. Já valores baixos de RA produzem ZTA pequena e ZTMA mais extensa. Além disso, a região central (zona misturada) também é afetada pelo RA, em que maiores valores de RA proporcionam menor espaçamento entre as bandas dentro desta região.

A penetração da ferramenta é uma função do comprimento do pino e do ângulo de inclinação adotado, e define a pressão que é exercida sobre o material na parte posterior da ferramenta durante a soldagem. Quando o pino é excessivamente longo, o ombro da ferramenta apresenta pouco contato com a chapa a ser soldada. Isto diminui a temperatura de soldagem e reduz a pressão na parte posterior do ombro sobre a chapa, resultando freqüentemente em soldas defeituosas. Isto ocorre devido ao fato de que a fricção entre o ombro e a superfície da chapa é a principal fonte de calor para a soldagem (Zhu e Chao, 2004). O comprimento ideal do pino é aquele que evita o contato com o suporte de fixação sob a chapa e, para um dado ângulo de inclinação, permite uma pressão adequada do ombro sobre a chapa, resultando em uma solda com penetração total (Capelari, 2006).

O ângulo de inclinação da ferramenta exerce uma influência importante na FSW, pois auxilia na movimentação do material da frente para trás do pino, e também na estabilização do material plastificado após a passagem do mesmo, devido a maior pressão existente nesta região (Capelari, 2006). A figura 06 mostra a inclinação efetuada em uma ferramenta de FSW.

Figura 06 - Design de uma ferramenta mostrando o ângulo de inclinação.



Fonte: Cerveira, 2008.

Na soldagem *FSW* de ligas de Al, têm sido usados, comumente, aços ferramenta para trabalho a quente, como o AISI H13 (Hiller, 2007). Outros aços ferramenta, tais como, VC130 e VC131, também podem ser utilizados.

A geometria da ferramenta é o aspecto de maior influência no desenvolvimento do processo de *FSW*, sendo responsável por promover o aquecimento e escoamento do material plastificado ao redor do pino (Capelari, 2006). Segundo ele, a maior parcela do calor gerado durante o processo provém do atrito entre o ombro e a peça a ser soldada. O ombro da ferramenta é a parte responsável também por reduzir a expulsão do material da região da solda, além de favorecer o escoamento do material ao redor do pino. A função principal do pino é forçar a movimentação do material amolecido na peça de trabalho, que estará em um estado altamente plastificado, em ambas as direções, de cima para baixo e da parte frontal para a posterior da ferramenta. Além disso, o pino ajuda a quebrar e dispersar qualquer óxido ou outra impureza da linha da junta, quando a soldagem é feita no alumínio. Dentre as geometrias utilizadas para a realização de soldas por *FSW*, pode ser citada a ferramenta de ombro plano com estrias em espiral. Essa configuração de ombro não necessita de ângulo de ataque, o que facilita a implantação do processo de *soldagem por fricção* em máquinas mais simples, que não tem o recurso de regulagem angular no seu eixo árvore, tais como centros de usinagem e fresas universais (Andrade, 2009). A profundidade que o ombro penetra

na peça é em torno de 0.10 a 0.25mm, sendo que o excesso de profundidade produz muitas rebarbas. O efeito das estrias é suficiente para dirigir o material para o interior do ombro no sentido do pino, reduzindo a formação de rebarba e providenciando um correto nível de forjamento do material. Nas ferramentas para soldagem por *FSW*, também é bastante comum a utilização de pinos cilíndricos com rosca com a ponta arredondada ou reta. A rosca do pino pode ser direita ou esquerda, independentemente do formato do ombro. Outro parâmetro importante é o tipo de rosca que será usada, com a quantidade de fios por polegada (mm) podendo ser variada, influenciando em uma maior ou menor mistura do material pré-aquecido e na quantidade de material a ser agitado pelo pino.

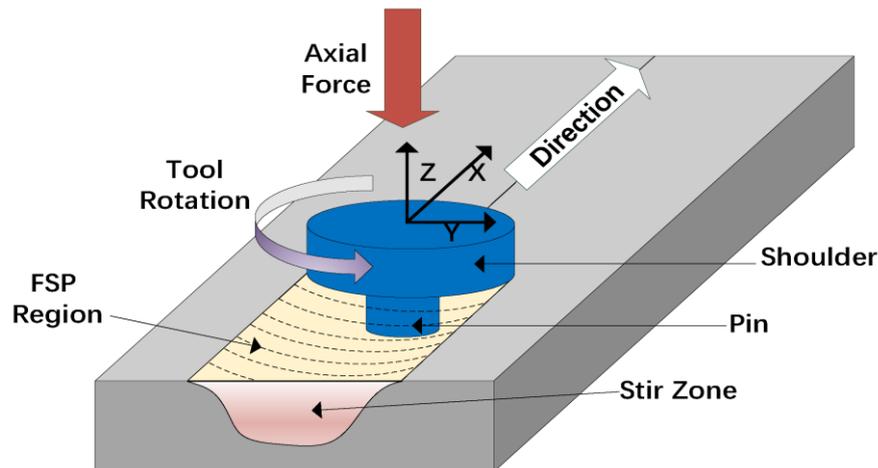
Baseado em estudos anteriores, Capelari (2006), sugere que o comprimento do pino deve ser ligeiramente inferior à espessura da chapa, já que a região soldada abaixo da ponta do pino estende-se apenas por uma pequena região. Além disso, o diâmetro do ombro deve corresponder a, aproximadamente, três (3) vezes o diâmetro maior do pino.

3.5 Processamento por Atrito Linear com Mistura (*FSP*)

O princípio de funcionamento do *FSP* é similar ao *FSW*, podendo ser realizado em equipamentos convencionais, conforme destacado na figura 07.

O material base é processado com a utilização de uma ferramenta rotativa não consumível, constituída de um ombro e pino. Durante a execução, a ferramenta gira a altas velocidades e é inserida na peça sob ação de uma força axial até que o ombro entre em contato com a superfície da mesma, sendo posteriormente, translada na direção de processamento. Uma quantidade de calor significativa é gerada a partir do atrito entre a ferramenta e a peça, amolecendo o material na região de processamento. Finalmente, o material tem sua estrutura modificada pelo fluxo desse material plástico.

Figura 07 - Esquema de funcionamento do *FSP*.



Fonte: Kan Li et Al, 2019.

A transformação da microestrutura pelo *FSP* decorre de efeitos termomecânicos do processamento. Similarmente ao FSW, as regiões de processamento obtidas com o *FSP* se dividem em Zona Misturada, *ZTMA*, *ZTA* (fig. 05) e zona do metal base. A Zona Misturada consiste basicamente em grãos eqüiaxiais refinados homogêneos, cujos tamanhos são diminuídos em relação ao metal base. Durante o processamento, esta região sofre uma severa deformação plástica e uma elevada temperatura de pico, o que acarreta uma modificação da mesma devido à uma recristalização dinâmica. Um padrão típico de anéis de cebola é visto na Zona Misturada devido ao fluxo das camadas de material plástico da parte da frente para trás da ferramenta. A *ZTMA* é afetada pelo ciclo térmico e movimentação mecânica do material, onde ocorre uma deformação dos grãos e uma recristalização parcial. A dissolução de precipitados é observada nessa região (Kan Li et al, 2019).

Quando partículas de reforço são adicionadas à matriz metálica, a nucleação estimulada por estas favorece a formação de grãos durante a recristalização. A distribuição uniforme pode inibir o crescimento de grão durante o processo de recristalização dinâmica. Isso ocorre pela ação do pino nos contornos de grão, resultando em um significativo refinamento da microestrutura (Kan Li et al, 2019).

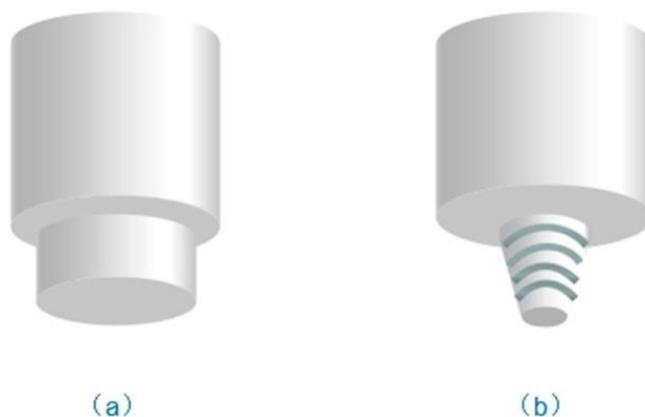
Assim como na *FSW*, os principais parâmetros de processo do *FSP* são a velocidade de rotação, a velocidade de avanço e o ângulo de inclinação da ferramenta. A geometria e as dimensões da ferramenta também têm um grande

impacto na formação do material, contudo, a velocidade de rotação e a velocidade de avanço da ferramenta são os mais importantes. Eles controlam a entrada de calor e o fluxo de material plástico durante o *FSP*, o que influencia de maneira preponderante a microestrutura e as propriedades do material processado. Há uma maior geração de calor com uma maior velocidade de rotação e menor velocidade de avanço, o que resulta em uma maior área da região processada. Além disso, beneficia a mistura das partículas de reforço na matriz metálica.

Durante o *FSW*, um pequeno ângulo de inclinação da ferramenta pode promover a formação de uma região processada com menos defeitos devido a uma maior carga axial e um melhor fluxo de material. Muitos pesquisadores de *FSP* se baseiam neste conceito para promover uma distribuição das partículas de reforço na matriz de uma maneira mais uniforme. O ângulo de inclinação utilizado em *FSP* geralmente é inferior a 5° (Kan Li et al, 2019).

As ferramentas utilizadas em *FSP* podem ser divididas em duas categorias: as com pino e as sem pino, conforme ilustrado na fig. 08. As ferramentas com pinos são as mais frequentemente utilizadas no *FSP*. Por outro lado, as sem pino geralmente são usadas para modificar a superfície de alguns materiais ou adicionar partículas de reforço no processamento de compósitos.

Figura 08 - Tipos comuns de ferramentas utilizadas no *FSP*: (a) Sem pino e (b) Com pino.

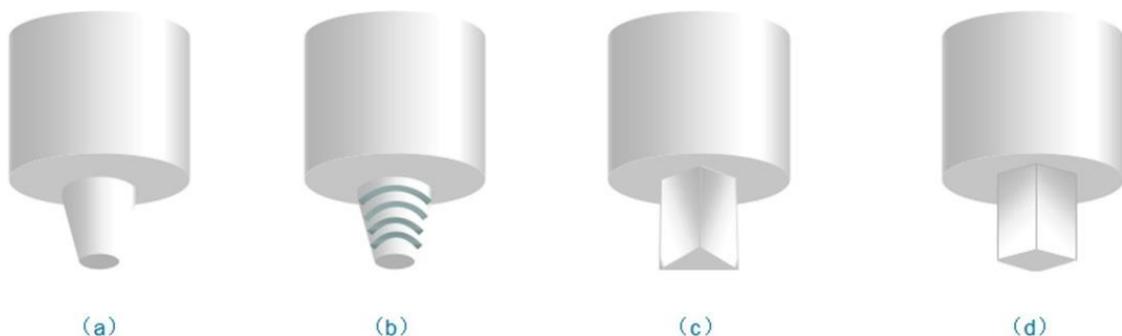


Fonte: Kan Li et Al, 2019.

Quando uma ferramenta com maior diâmetro de ombro é utilizada, o calor de fricção é mais concentrado e a deformação plástica do material mais severa. Isso induz à formação de uma microestrutura estável e um melhor refinamento das partículas de 2ª fase. Estudos da influência do perfil do pino na geração de calor durante o estágio de entrada da ferramenta na peça (Kan Li et Al, 2019), mostram ainda que a área efetiva exerce um papel importante na deformação por fricção e produção de calor. O uso de um pino cônico implica em uma menor temperatura durante a fase de inserção da ferramenta.

Mahmoud et al (2009) comparou os efeitos da utilização de quatro diferentes formatos de pinos na adição de compósitos de SiC (carbeto de silício) na superfície do alumínio (fig. 09).

Figura 09 - Diferentes formatos de pinos utilizados em FSP: (a) Circular, (b) circular com rosca, (c) triangular e (d) quadrado.



Fonte: Kan Li et Al, 2019.

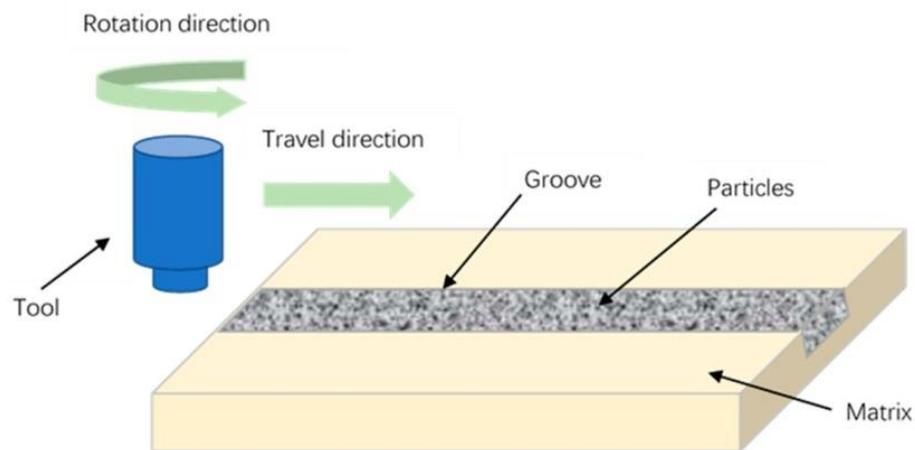
Os resultados mostraram que o tamanho médio das partículas de SiC foi menor e a sua distribuição mais homogênea utilizando-se o pino quadrado. Os grãos na Zona Misturada ficaram mais finos e a dureza dos compósitos na superfície nitidamente maior que a da matriz. Entretanto, as ferramentas com pino quadrado apresentaram um maior desgaste que as ferramentas com pinos circulares.

Pesquisadores têm utilizado diversos métodos para introduzir partículas de reforço na matriz metálica usando o FSP. Mishra et al (2003) adicionou uma pequena quantidade de metanol no pó de SiC, misturou bem e então colocou a mistura na superfície da peça para produzir o compósito na superfície por FSP. Porém, as partículas colocadas dessa maneira deslizam facilmente e são arremessadas para fora da peça durante o processamento. Dessa forma, ocorre

uma perda de material e conseqüentemente uma distribuição não homogênea das fases de endurecimento. Baseado neste método, compósitos superficiais pré fabricados podem ser adicionados por cold spraying ou fusão a LASER com subseqüente pós processamento do compósito via *FSP*. Isto pode melhorar a microestrutura e a distribuição das partículas de reforço de maneira a se obter compósitos superficiais com melhores propriedades.

Um método comum de se produzir compósitos superficiais é realizar rasgos na superfície da chapa e então preenchê-los com as partículas de reforço (fig. 10).

Figura 10 - Método de adição de partículas por *FSP*.



Fonte: Kan Li et Al, 2019.

Os rasgos são então tampados com uma ferramenta sem pino por *FSP*. Isso evita que as partículas sejam projetadas para fora da peça. Em seqüência, uma ferramenta com pino é utilizada no processamento, promovendo uma distribuição homogênea das partículas de reforço (Kan Li et Al, 2019). Outro método utilizado por Huang et al foi a utilização de uma ferramenta oca sem pino (fig.11), na produção de compósitos superficiais via *FSP*. Neste processo as partículas eram continuamente alimentadas à superfície da peça através de uma passagem no meio da ferramenta.

Figura 11 - Ferramenta oca sem pino utilizada em FSP.

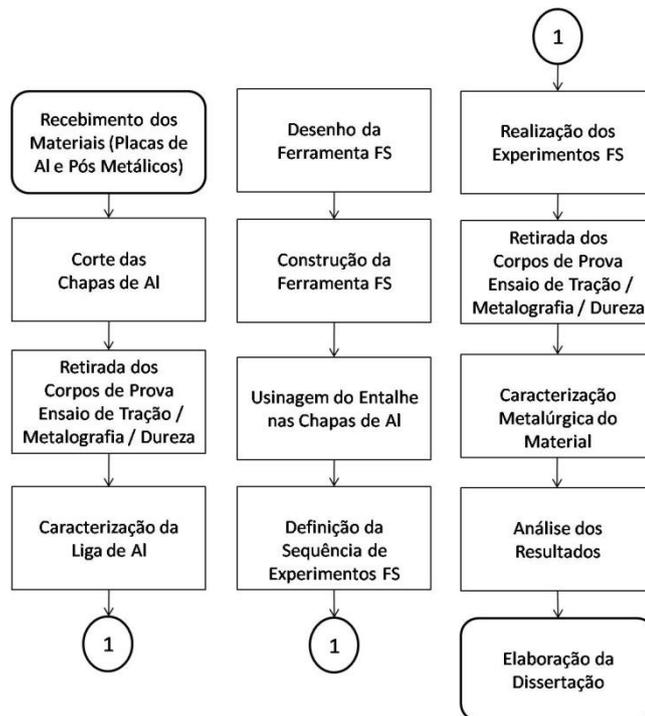


Fonte: Huang et al, 2013.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

De maneira a facilitar as etapas realizadas durante o desenvolvimento deste trabalho, foi montado um Fluxograma, que pode ser visto na figura 12.

Figura 12 - Fluxograma de descrição dos trabalhos.



Fonte: Do próprio autor, 2020.

4.1 Materiais

Como metal de base foram utilizadas 4 placas de alumínio com pureza superior a 99,5%, de dimensões 1000x500x3 mm, cortadas em 25 chapas de 180x100 mm (100 no total). Os cortes das chapas foram feitos em uma guilhotina da

marca PECK, STOW & WILCOX CO, modelo PEXTO U136D. Foram retiradas cinco chapas de cada placa, com dimensões de 100x100 mm, para a caracterização da liga, por meio de análise química, dureza, metalografia e ensaios de tração. Para o processamento foi utilizada uma mistura com os pós metálicos de cobre e zinco (com grau de pureza superior a 99,5%) em proporção de uma parte de cobre para duas de zinco, em peso. Essa mistura dos pós foi aglomerada com a utilização de verniz vinílico, para preenchimento do entalhe realizado na chapa.

4.2 Métodos

4.2.1 Caracterização metalúrgica da chapa base

A determinação da composição química foi realizada via espectrometria de emissão ótica, em um equipamento da marca SPECTRO, modelo SPECTROMAXX. Foram realizadas três queimas em amostras retiradas de cada uma das placas e calculada a respectiva média.

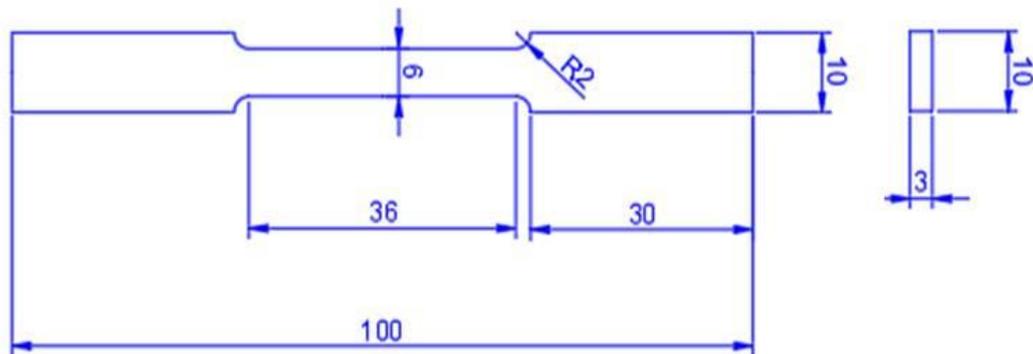
Para análise microestrutural foram retirados duas amostras de cada placa, de modo a permitir a análise do planos paralelo e perpendicular à direção de laminação. As amostras foram embutidas a quente, com pressão de 125 a 150 Kgf/mm², 10 minutos de aquecimento e 5 minutos de resfriamento. O lixamento foi feito utilizando-se lixas com granulação de 400, 600, 1200 e 2400 . Para o polimento foi utilizado sílica coloidal, com concentração de 585g/l. O ataque foi feito com o reagente Keller (190ml de água destilada, 5ml de ácido nítrico, 3ml de ácido clorídrico e 2ml de ácido fluorídrico). O mesmo é recomendado para ligas de alumínio com baixo teor de silício por ser de fácil preparação e apresentar boa reprodutibilidade. Nesta análise foi utilizado o microscópio ótico da marca KONTROL, modelo IM713.

No ensaio de tração foi utilizada a máquina universal da marca INSTRON 5982, com sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 3, extensômetro INSTRON modelo 2630-106 com abertura máxima de 25mm. A velocidade de teste aplicada foi de 1,92mm/min e os demais parâmetros de teste conforme norma ASTM E8M. Foram retirados 3 corpos de prova de cada placa: um na direção paralela, um na direção perpendicular e um a 45° da direção de laminação, que foram usinados

nas dimensões mostradas na figura 13, e então avaliados os respectivos limite de escoamento e limite de resistência.

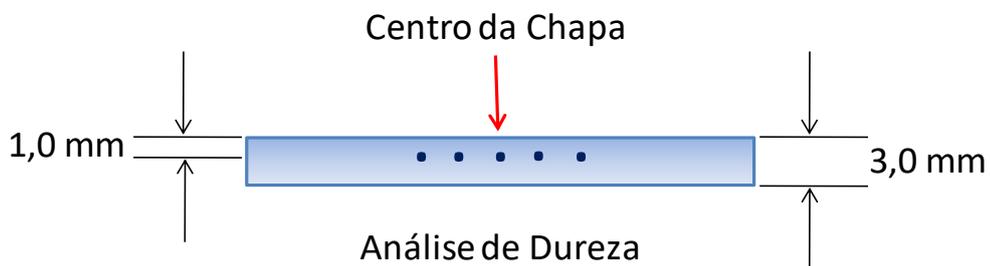
Para análise de dureza, realizada em uma amostra de cada chapa, foi utilizado o microdurômetro da marca SHIMADZU, modelo HMV. Os testes foram realizados com carga de 980.7mN, velocidade de descida do penetrador $30\mu/s$ e tempo de aplicação da carga de 10 segundos, conforme orientações da Norma ASTM E384. Foram realizadas 5 medidas para cada amostra, uma no centro e as demais a 5mm de distância, conforme pode ser visto esquematicamente na figura 14.

Figura 13 - Dimensões (mm) dos corpos de prova para ensaio de tração.



Fonte: Do próprio autor, 2020.

Figura 14 - Pontos de análise de dureza nos corpos de prova retirados das placas de Al.



Fonte: Do próprio autor, 2020.

4.2.2 Equipamento para execução do FSP

Na execução do processamento via atrito linear com mistura foi utilizada a fresadora universal da fabricante CLEVER modelo FH-4, mostrada na figura 15. Ela possui cabeçote inclinável, indicador de posição digital e avanço automático nos 3 eixos. A velocidade máxima de rotação no cabeçote vertical é de 2000 rpm e a velocidade de avanço máxima da mesa é de 100 mm/min. Para garantir a adequada fixação das chapas foi utilizado um dispositivo com grampos ajustáveis com parafusos, conforme mostrado na figura 16.

Figura 15 - Fresadora universal para execução do processo de FS.



Fonte: Do próprio autor, 2020.

Figura 16 - Sistema de fixação da chapa de alumínio para o processo FS.

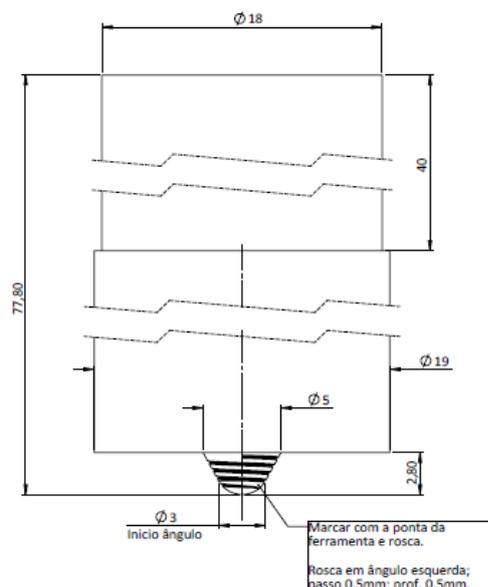


Fonte: Do próprio autor, 2022.

4.2.3 Geometria da ferramenta para o processo de FS

A forma da ferramenta é de suma importância no processo de atrito linear com mistura (*FSP*). No caso deste trabalho se torna ainda mais relevante, pois deve fazer com que a mistura presente na borda superior da chapa seja direcionada para o interior da mesma, de forma homogênea, minimizando a ocorrência de defeitos metalúrgicos. Com este propósito, foram construídas duas ferramentas em aço H13 (temperado e revenido) com geometria e dimensões mostradas na figura 17. O comprimento do pino é 0,2mm menor que a espessura da chapa, pois a região de conformação do material se estende um pouco abaixo do pino, por um movimento em espiral, conforme Arbegast, 2008. A forma cônica e rosqueada visa otimizar o fluxo de material de cima para baixo e da frente para trás. O Ângulo de inclinação de 3° da ferramenta, segundo Capelari (2009) e Sharma (2015), proporciona melhor qualidade do material devido a uma melhor compactação da área processada e menor geração de rebarbas. Com uso desta inclinação o ombro pode ser reto, sem concavidade e sem ranhuras. O diâmetro do pino deve ser maior que a espessura da chapa, sendo de 3mm na parte inferior e de 5mm na superior. Como abordado por Capelari (2006), o diâmetro do ombro deve ser de pelo menos três vezes o valor do maior diâmetro do pino, neste caso sendo igual a 19mm.

Figura 17 - Design da ferramenta de FS utilizada neste trabalho.

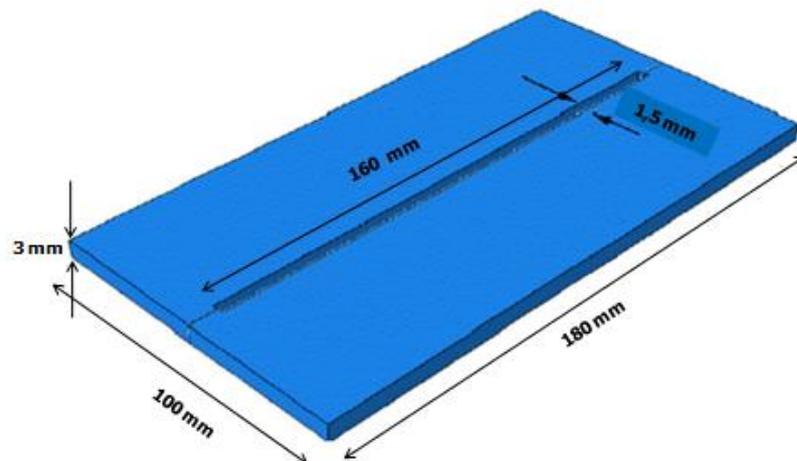


Fonte: UFER (empresa de usinagem), 2022.

Para a geometria da ferramenta utilizada neste trabalho, o valor considerado da base superior foi de 63% do diâmetro do ombro (12mm) e da base inferior igual ao diâmetro menor do pino (3mm). A área correspondente deste trapézio é de $22,5\text{mm}^2$, que projeta um volume de $3600,0\text{mm}^3$ na extensão processada da chapa de Al. Pode-se supor que a movimentação da mistura ocorra no interior deste volume, pois como já dito, o processo se desenvolve sem a fusão do metal de base, dificultando o fenômeno de difusão atômica.

Foi usinado um entalhe em cada chapa de alumínio, com 1,0mm de profundidade e 1,5mm de largura, conforme figura 20, que resulta em um volume da área usinada de 240mm^3 . Considerando-se a densidade do alumínio puro de $2,70\text{g/cm}^3$, tem-se uma massa de 9,07g de Al para a região de mistura, já descontada a cavidade usinada na chapa.

Figura 20 - Detalhamento do entalhe feito na placa de alumínio para a deposição da mistura dos pós metálicos.



Fonte: Próprio autor, 2022.

Inicialmente foi realizada a mistura do pó de zinco metálico com o pó de cobre metálico, na proporção de 2 partes de Zn para uma de Cu (100g de Zn / 50g de Cu), em um recipiente até obter uma coloração homogênea. Posteriormente, 10g desta mistura foram colocadas em um béquer com 2g de verniz vinílico. O entalhe da chapa foi então preenchido totalmente com 1,2 g deste amálgama, esperando um mínimo de 12 horas para o processamento do material.

Com este procedimento visou-se atingir um percentual de 2 a 4% de cobre e de 4 a 7% de zinco na região central, se aproximando da composição de uma liga da série 7xxx.

4.2.5 Ajuste dos parâmetros e execução do processo

Os principais parâmetros do processo de *FS* são a geometria da ferramenta e as suas velocidades de rotação e de avanço. Quanto maior a velocidade de rotação e menor a velocidade de avanço, maior a quantidade de calor localizado gerado pelo processo. Na tentativa de se entender o que leva à melhor distribuição da mistura dos pós metálicos no interior da chapa de alumínio, foram escolhidos três níveis para cada uma dessas variáveis. Valores estes compatíveis com valores utilizados em outros trabalhos envolvendo ligas de Al.

Com base nestas informações, de posse da ferramenta (conforme figura 17) e da mistura dos pós metálicos (conforme item 4.2.4), foram feitos os experimentos, seguindo o planejamento apresentado na tabela 04, que exhibe as variáveis e os seus níveis correspondentes, ou seja, velocidade de rotação (642, 864 e 1176 rpm) e velocidade de avanço (25, 40 e 55 mm/min). Estes valores estão de acordo com os utilizados por Bayazid et al (2018), para ligas de alumínio das classes 7xxx e 2xxx. Além disso, nos pré-testes realizados para averiguação dos parâmetros de processo, resultaram nas menores vibrações na mesa da fresadora.

Tabela 04 - Planejamento de experimentos para o processo de *FS*.

Experimento	Velocidade de Avanço (mm/min)	Velocidade de Rotação (RPM)
1	55	642
2	55	864
3	55	1176
4	40	642
5	40	864
6	40	1176
7	25	1176
8	25	864
9	25	642

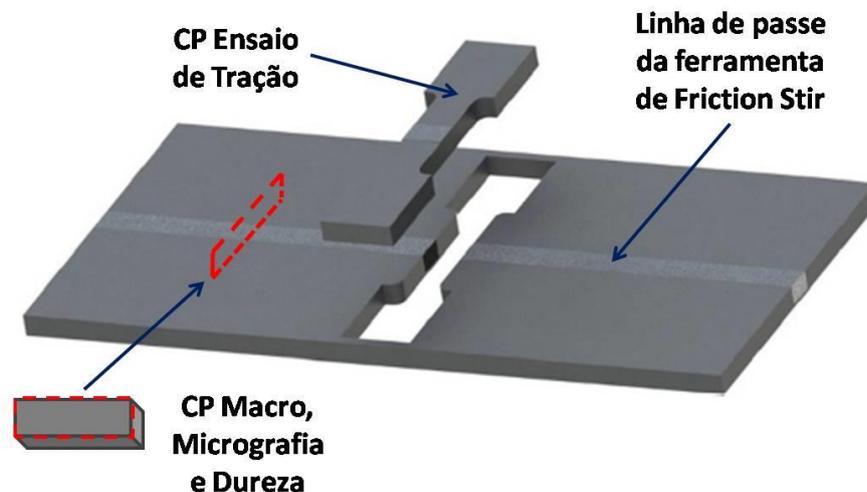
Fonte: Próprio autor, 2022.

Cada experimento foi realizado em três chapas distintas, sendo portanto, executadas um total de 27 operações de *FS*. A descida da ferramenta já em rotação, na parte inicial da chapa, foi feita com um tempo constante de 10 segundos para todos os processamentos (aproximadamente uma velocidade de penetração de 17mm/min), até a chegada de fim de curso no eixo Z, quando decorridos 5 segundos deste marco foi acionado o avanço automático.

4.2.6 Esquema de retirada dos corpos de prova após processo de *FS*

A figura 21, mostra o esquema de amostragem das chapas de alumínio após a execução do experimento de *FS*, para análise da micrografia, macrografia, perfil de dureza e ensaio de tração. Foram retirados 2 (dois) corpos de prova em cada chapa (um para ensaio de tração e um para micro, macro e dureza), na região central da chapa, a cerca de 100mm da borda de início do processo, região esta onde o processo já se encontrava estabilizado.

Figura 21 - Detalhamento da retirada dos corpos de prova após *FS*.



Fonte: Abbasi et al, 2015 (adaptado).

4.2.7 Análise macro e microestrutural das chapas modificadas pela adição de elementos de liga pelo processo de *FS*

Após a adição da mistura de cobre e zinco no entalhe das chapas e realização do processo de *FS*, conforme detalhado anteriormente, foram retirados os corpos de prova para realização de macro e micrografia e perfil de dureza, na seção transversal da chapa. A análise metalográfica foi feita com a utilização da lupa

estereoscópica da marca ZEISS, modelo STEMI 2000-C; do microscópio ótico da marca KONTROL, modelo IM713 e do Microscópio Eletrônico de Varredura da marca SHIMADZU, modelo SSX550. Também foi realizada análise dos espectros de EDS das regiões processadas para avaliar os teores de Cu e Zn.

A análise, tanto macro como microscópica, teve por finalidade avaliar o aspecto da ZTA, da ZTMA e da Zona Misturada, assim como a homogeneidade e tipo de dispersão da mistura dos pós metálicos na estrutura do metal de base, além de se investigar a ocorrência de porosidades, segregações e precipitados.

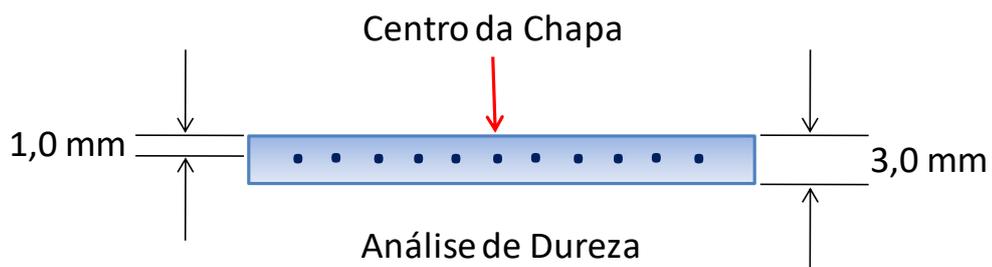
A preparação dos corpos de prova para micrografia foi a mesma descrita no item 4.2.1 .

4.2.8 Avaliação do comportamento mecânico após adição dos elementos de liga pelo processo de FS

Após a execução do processamento por atrito linear com a adição da mistura dos elementos de liga, foi avaliado o limite de resistência das amostras. Os parâmetros de ensaio e as dimensões dos corpos de prova foram idênticos aos descritos no item 4.2.1 .

A avaliação do perfil de dureza foi feita baseado no esquema exibido na figura 22. As medições foram feitas a 1mm da superfície de contato do ombro da ferramenta, partindo-se da região central e avaliando 5 pontos à esquerda e 5 pontos à direita, distantes 0,5mm entre si. Foram analisados também alguns pontos existentes de coloração diferente do metal base. O intuito desta análise foi avaliar a morfologia da ZTA, da ZTMA e da Zona Misturada, assim como o fluxo do material em correspondência a cada experimento.

Figura 22 - Avaliação do perfil de dureza após o processo de FS.



5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Caracterização das Chapas de Alumínio - Material Base

As chapas de alumínio utilizadas neste estudo foram previamente caracterizadas quanto à composição química, microestrutura e propriedades mecânicas.

5.1.1 Composição química

A composição química das chapas empregadas neste trabalho é apresentada na Tabela 05. Pode-se verificar que existe uma variação mínima dos elementos entre as 4 amostras, o que nos leva a crer que todas as placas pertencem a uma mesma corrida e lote de laminação, conforme o desejado.

Tabela 05 - Análise química das placas de alumínio.

Placa	Composição Química (%)						
	Al	Si	Fe	Ni	Ti	Cu	Zn
1	99,6	0,01	0,31	0,015	0,017	<0,001	0,016
2	99,6	0,01	0,31	0,015	0,019	<0,001	0,015
3	99,6	0,01	0,30	0,015	0,017	<0,001	0,015
4	99,6	0,01	0,30	0,015	0,018	<0,001	0,016

Fonte: Próprio autor, 2020.

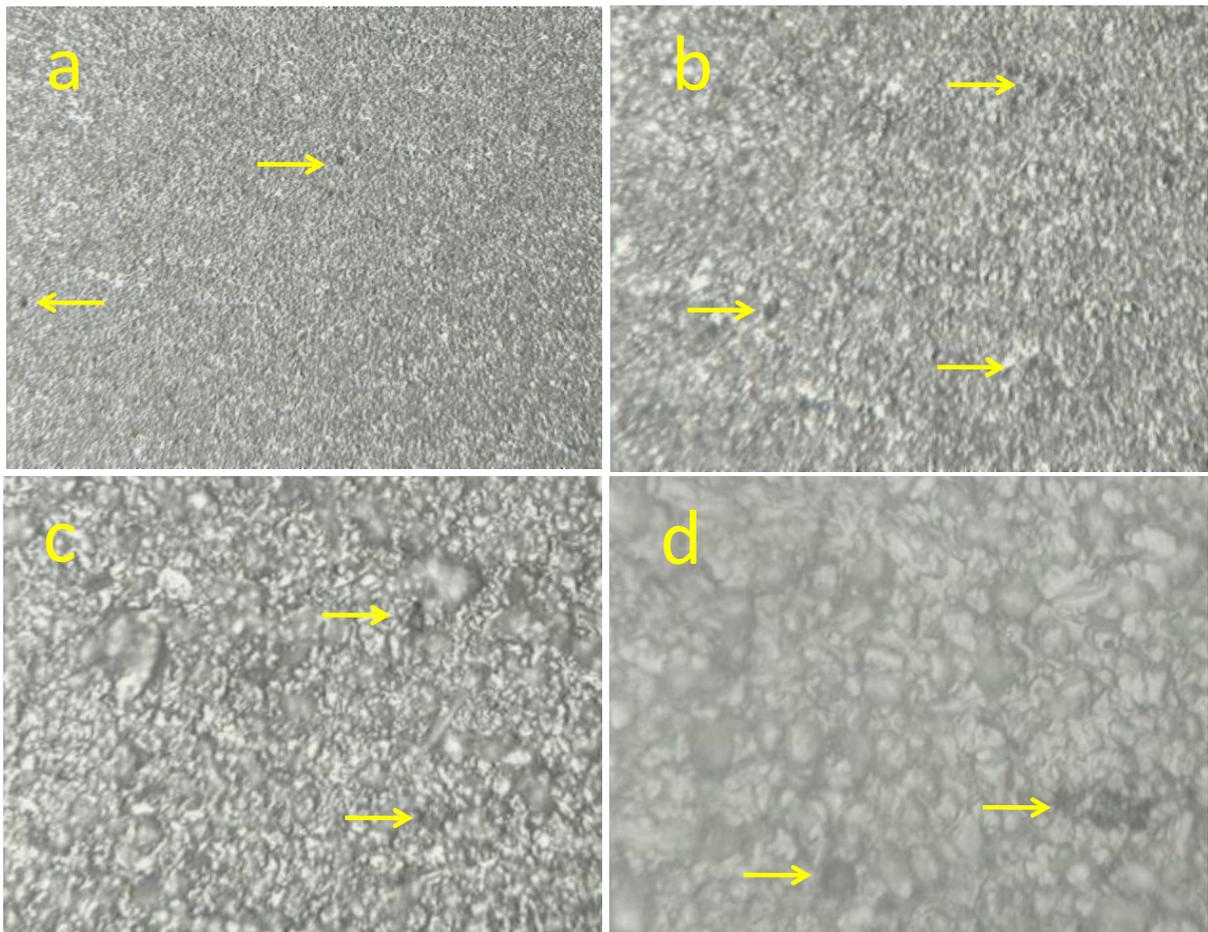
Comparando com a especificação verifica-se que se trata de uma liga de alumínio da série 1060, conforme nomenclatura da AA (Aluminum Association) e está de acordo com as especificações do material enviadas pelo fornecedor.

5.1.2 Análise microestrutural

Na figura 23 é apresentada a microestrutura de uma amostra retirada da uma seção transversal de uma chapa de alumínio laminado como recebida do fornecedor, utilizada na execução do processamento por FS. Nota-se uma microestrutura fina com a presença de alguns precipitados na cor escura, dispersos na matriz de alumínio, sendo alguns exemplos identificados com setas amarelas. O ferro é a principal impureza contida nesta liga (tabela 05) e devido à sua baixa solubilidade no alumínio (menor que 0,006% a 500°C e praticamente 0% à

temperatura ambiente, de acordo com Hatch (1984), presume-se que estes precipitados sejam os constituintes intermetálicos Al_3Fe , Al_6Fe ou até mesmo $AlFeSi$, conforme Staley (2003).

Figura 23 - Microestrutura da região central de uma amostra da chapa de alumínio laminada: a) aumento de 100x, b) aumento de 200x, c) aumento de 400x e d) aumento de 800x.



Fonte: Próprio autor, 2020.

5.1.3 Limite de escoamento e de resistência à tração

Os resultados dos testes de tração das amostras retiradas de três posições das chapas de alumínio (longitudinal, transversal e a 45° do sentido de laminação), podem ser vistos na tabela 06.

Tabela 06 - Resultados dos testes de tração chapas de alumínio puro.

	Ident.	LR (MPa)	Média LR	Desvio Padrão LR	LE (MPa)	Média LE	Desvio Padrão LE
Longitudinal	Chapa 1	119,3	120,1	1,3	111,8	112,5	1,5
	Chapa 2	119,4			111,5		
	Chapa 3	121,6			114,3		
	Chapa 4	122,3*			-		
Transversal	Chapa 1	123,5	124,2	2,8	118,9	120,6	2,7
	Chapa 2	126,0			122,1		
	Chapa 3	120,6			117,8		
	Chapa 4	126,8			123,6		
45°	Chapa 1	118,4	118,1	0,3	114,4	113,9	0,8
	Chapa 2	118,2			113,0		
	Chapa 3	115,5*			-		
	Chapa 4	117,8			114,3		

* Valores não utilizados no cálculo da média devido à inconsistência na execução do teste

Fonte: Próprio autor, 2020.

Constata-se que os valores do limite de resistência à tração estão muito próximos, não importando o sentido de retirada do corpo de prova. O limite de escoamento para os corpos de prova retirados do sentido transversal das chapas se encontra ligeiramente superior, cerca de 6% acima do que foi encontrado para os corpos de prova retirados dos sentidos longitudinal e à 45° da laminação. De maneira geral os valores encontrados estão 73% acima do que é esperado para este tipo de liga, segundo Yuchen Peng (2020). A princípio não foi possível verificar a causa de tal diferença. Contudo, uma possibilidade é o aumento da resistência mecânica em decorrência do encruamento pela laminação a frio.

5.1.4 Dureza Vickers

Os valores de dureza das chapas são apresentados na tabela 07 e não apresentam grandes variações. A média geral é de 57 HV, cerca de 60% mais elevada que a encontrada para a liga AA1060, que é da ordem de 36 HV, segundo Yuchen Peng (2020). Porém, estes resultados estão coerentes com os obtidos para o limite de resistência nos testes de tração (seção 5.1.3).

Tabela 07-Resultados de microdureza (HV) das chapas de alumínio puro.

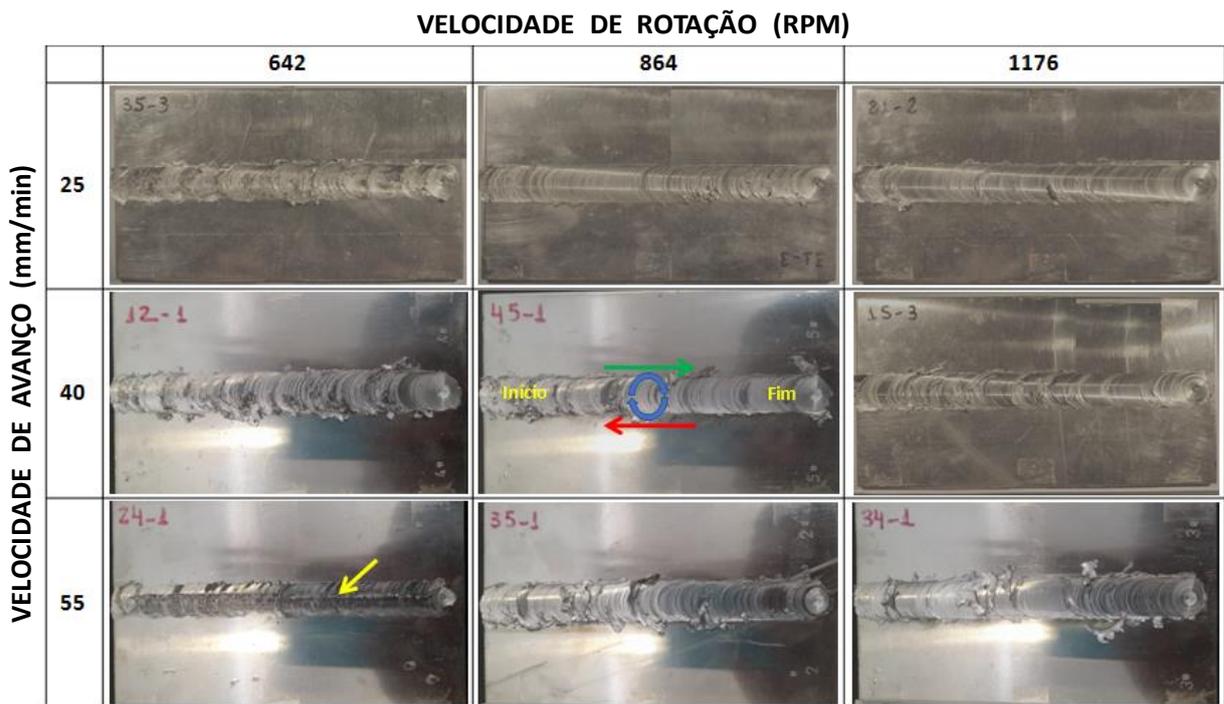
Região	Chapa 1		Chapa 2		Chapa 3		Chapa 4	
	Transv.	Long.	Transv.	Long.	Transv.	Long.	Transv.	Long.
Média	53,7	57,2	62,9	58,8	54,1	56,6	54,2	59,5
DesPad	5,0	4,0	4,9	7,0	2,9	2,8	3,1	2,7

Fonte: Próprio autor, 2020.

5.2 Caracterização das Chapas de Alumínio Processadas por FS

Na figura 24 são apresentadas fotos das chapas de alumínio logo após o processamento por atrito linear e resfriamento, de acordo com os seus respectivos parâmetros de processamento (velocidade de avanço e velocidade de rotação) .

Figura 24 - Chapas de Alumínio Processadas por FS.



Fonte: Próprio autor, 2023.

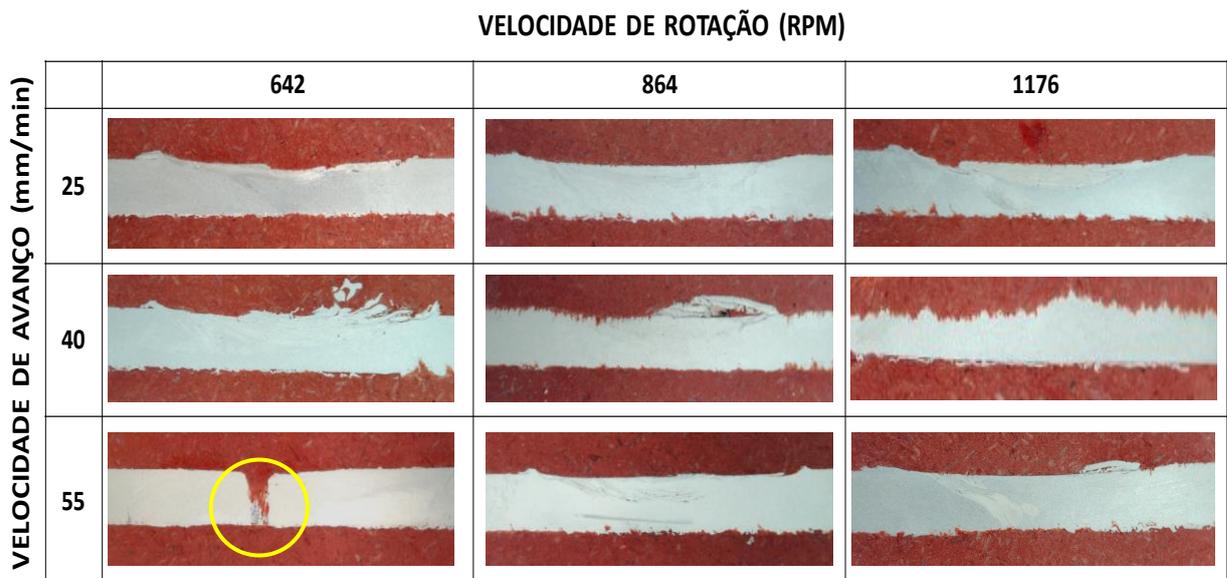
O lado esquerdo é a região de inserção da ferramenta e início do processo. O lado direito, onde se encontra o furo, é a região de saída da ferramenta, e conseqüentemente final do processo. O sentido de giro da ferramenta é horário, conforme indicado na foto central. Desta forma, conforme Hiller (2007), a parte superior é a região de avanço (seta verde) e a região inferior à de retrocesso (seta vermelha). Nota-se que na chapa processada empregando 55 mm/min e 642 rpm

(maior velocidade de avanço e menor velocidade de rotação), o entalhe ainda está visível, devido provavelmente à condição de menor aporte de calor, onde a mistura do material e do alumínio não se deu por completo. Por outro lado, nos demais processamentos realizados com maiores velocidades de rotação e menores velocidades de avanço, não se observa tal ocorrência.

5.2.1 Análise macro e microestrutural

Em complemento à análise visual, com o intuito de se investigar e confirmar as observações, foram realizados cortes para retirada de amostras destinadas à avaliação macrográfica da seção transversal. Na figura 25 são apresentadas imagens da região pós processamento, de acordo com os seus respectivos parâmetros.

Figura 25 - Estrutura Chapas de Alumínio Processadas por FS.



Fonte: Próprio autor, 2023.

Fica evidente que o menor aquecimento resultante do emprego da maior velocidade de avanço (55 mm/min) e da menor velocidade de rotação (642 rpm), resultou em falta de material na região central (círculo amarelo na figura 25), ou seja, o aporte de calor gerado por estas condições de processamento não foi suficiente para promover o coalescimento e mistura do pó de zinco e cobre com o alumínio. Nas demais condições de processamento, por sua vez, não foram observadas diferenças significativas a nível macroscópico. Desta forma, procedeu-se à análise

microestrutural das amostras. No trabalho de Yadav (2012), o mínimo valor de RA para o qual não foram observados defeitos no processamento do Al (99,2% de pureza), foi de 4,3 (640/150). Porém, foram utilizadas chapas de Al com 12mm de espessura e ferramenta com ombro de 12mm e pino de 3mm de diâmetro e 2,1mm de comprimento. A figura 26 detalha a microestrutura de uma zona afetada pela passagem da ferramenta de FS, utilizando velocidade de avanço de 55mm/min e velocidade de rotação de 642 rpm, condição de menor aporte de calor. Destaca-se, além da região central onde não houve mistura, como já mencionado anteriormente, uma região clara e outra escura, na parte direita superior da chapa. A análise por EDS, sugere que a região clara seja preferencialmente composta de alumínio, parcialmente oxidado pelas condições de processamento. Já a região escura denota a presença de traços da mistura de cobre e zinco.

Na figura 27, mantendo-se a velocidade de avanço em 55mm/min e aumentando a velocidade de rotação para 864 rpm, ficam evidentes regiões com o alumínio puro e as lamelas onde há presença de o que possivelmente é um composto intermetálico com cobre e zinco. A ampliação da região lamelar mostra a morfologia granular desta fase.

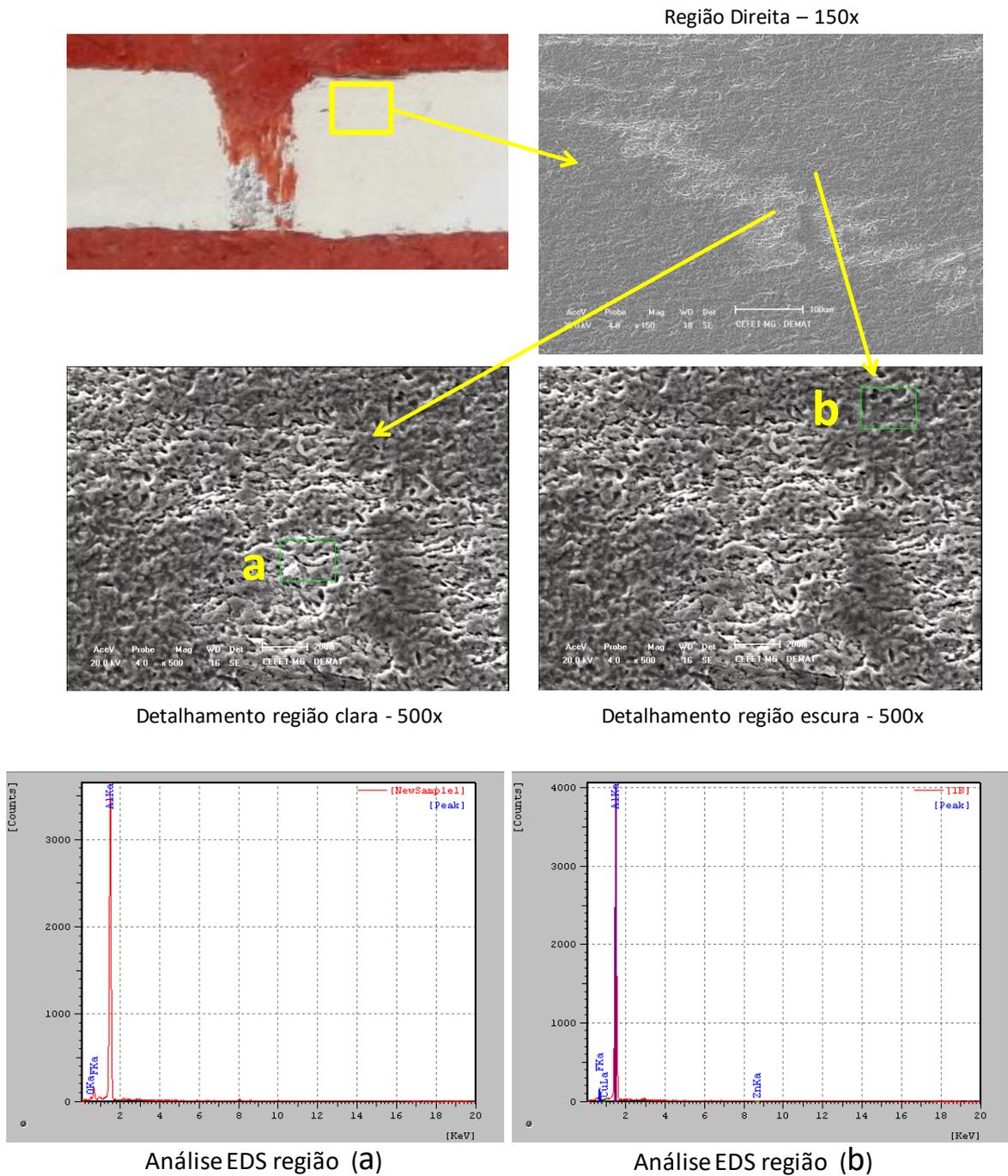
Já na figura 28, onde manteve-se a velocidade de avanço em 55mm/min e a velocidade de rotação aumentada ainda mais, para 1176 rpm, fica evidente a presença de tais lamelas do composto com cobre e zinco, porém a sua morfologia se encontra mais plana, provavelmente devido ao coalescimento promovido pelo maior aporte de calor gerado durante o processamento.

No ponto C da figura 29 (outra região da amostra processada com VA55 mm/min e VR 1176 rpm), destaca-se uma partícula arredondada, cuja análise de EDS sugere seja uma fase formada principalmente pelo cobre.

Na figura 30, cujos parâmetros de processamento foram VA 40 mm/min e VR 642 rpm, nota-se a presença da região lamelar, com a presença do composto com cobre e zinco. Situação semelhante observada nas figuras 31 e 32, onde foi mantida a VA em 40 mm/min e a VR aumentada para 864 e 1176 rpm, respectivamente. Com a diminuição da VA para 25 mm/min, percebe-se o composto com cobre e zinco se encontra mais disperso e distribuído de modo mais regular na matriz de alumínio (figuras 33 e 34). Para a condição de maior aporte de calor, ou seja, VA 25

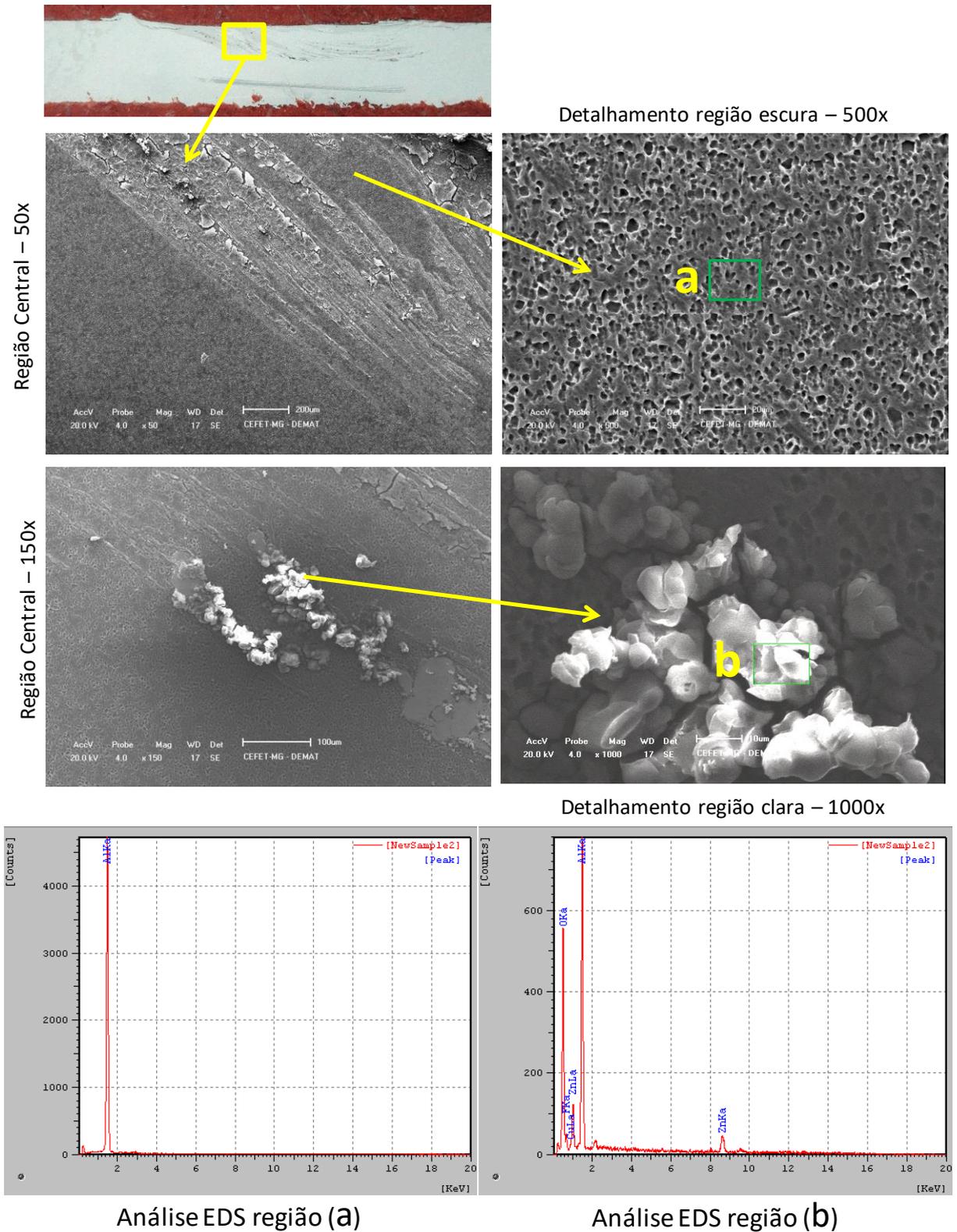
mm/min e VR 1176 rpm, constata-se na figura 36a presença desta fase até a região inferior da chapa. Em síntese, maiores energias resultam em uma melhor mistura dos pós na matriz de alumínio.

Figura 26 - Fotos microscópio óptico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 55 mm/min e VR 642 rpm.



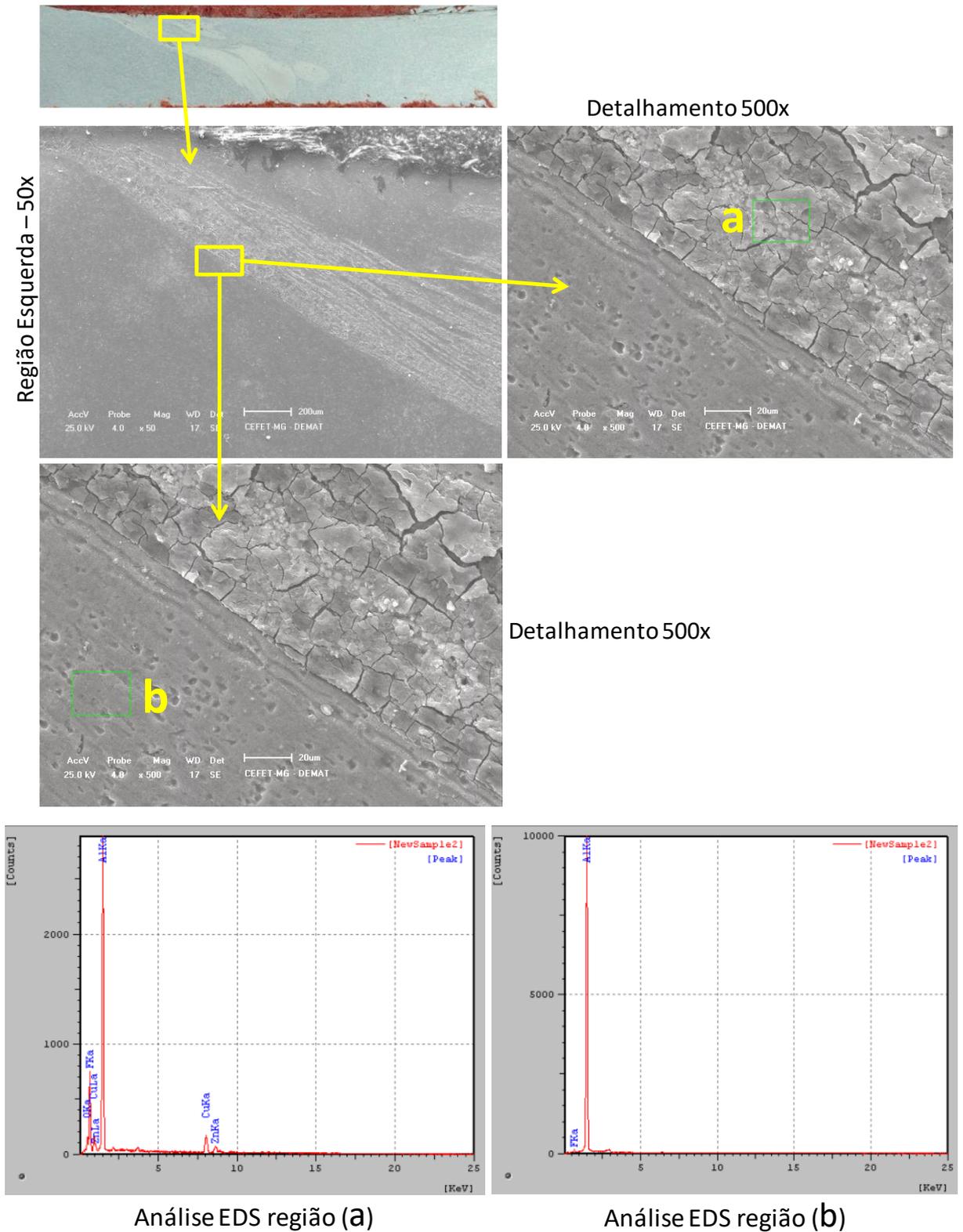
Fonte: Próprio autor, 2023.

Figura 27 - Fotos microscópio óptico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 55 mm/min e VR 864 rpm.



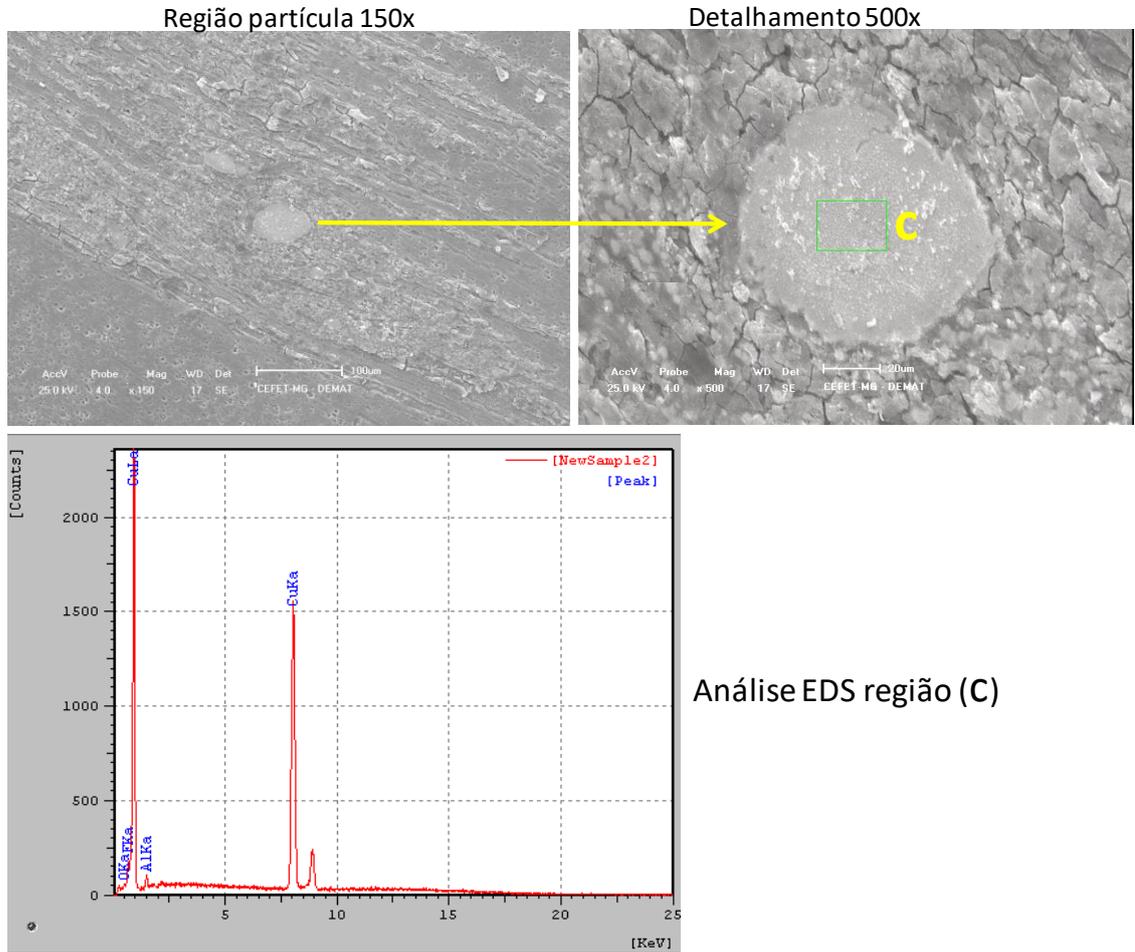
Fonte: Próprio autor, 2023.

Figura 28 - Fotos microscópio óptico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 55 mm/min e VR 1176 rpm (área 1).



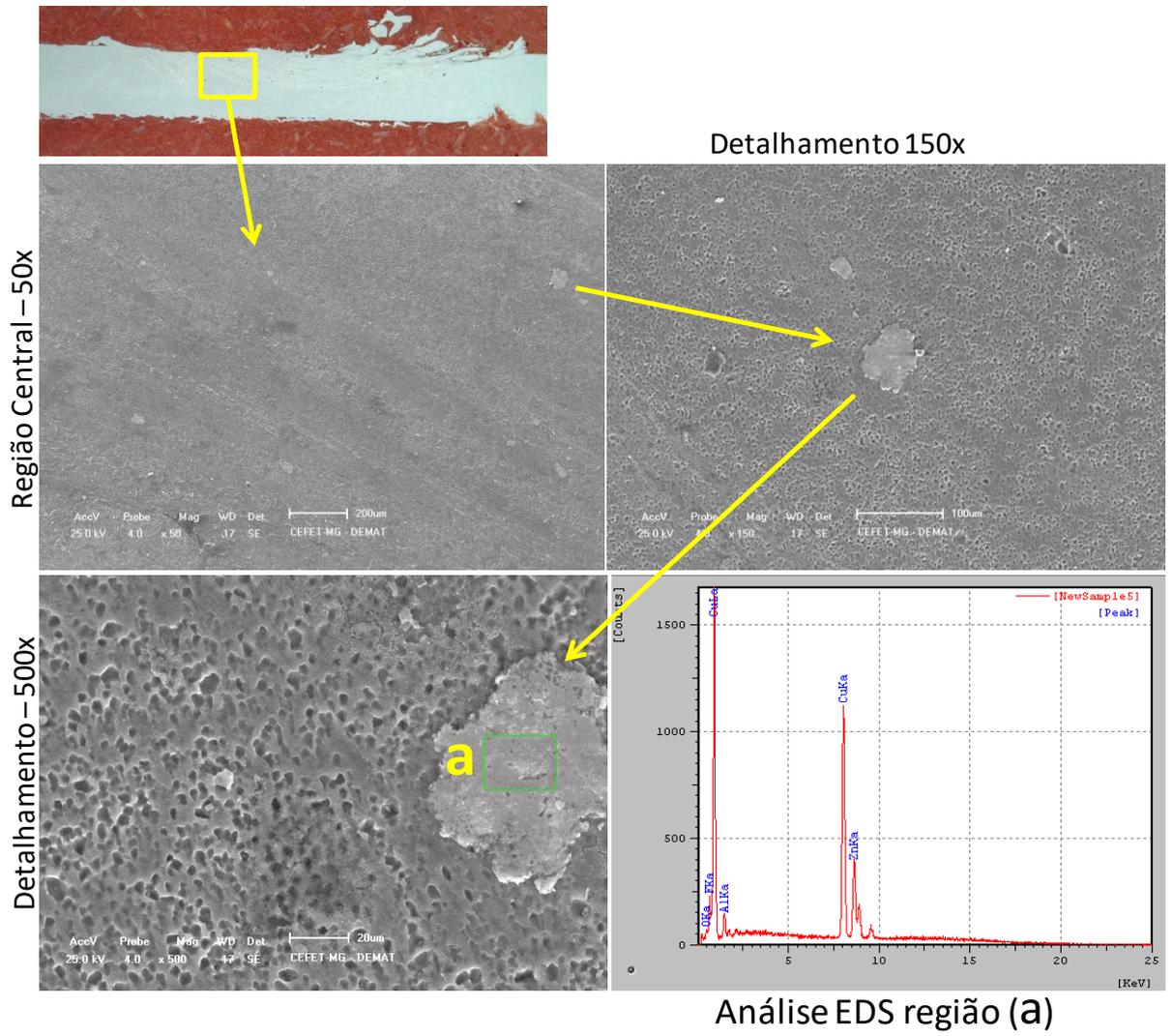
Fonte: Próprio autor, 2023.

Figura 29 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 55 mm/min e VR 1176 rpm (área 2).



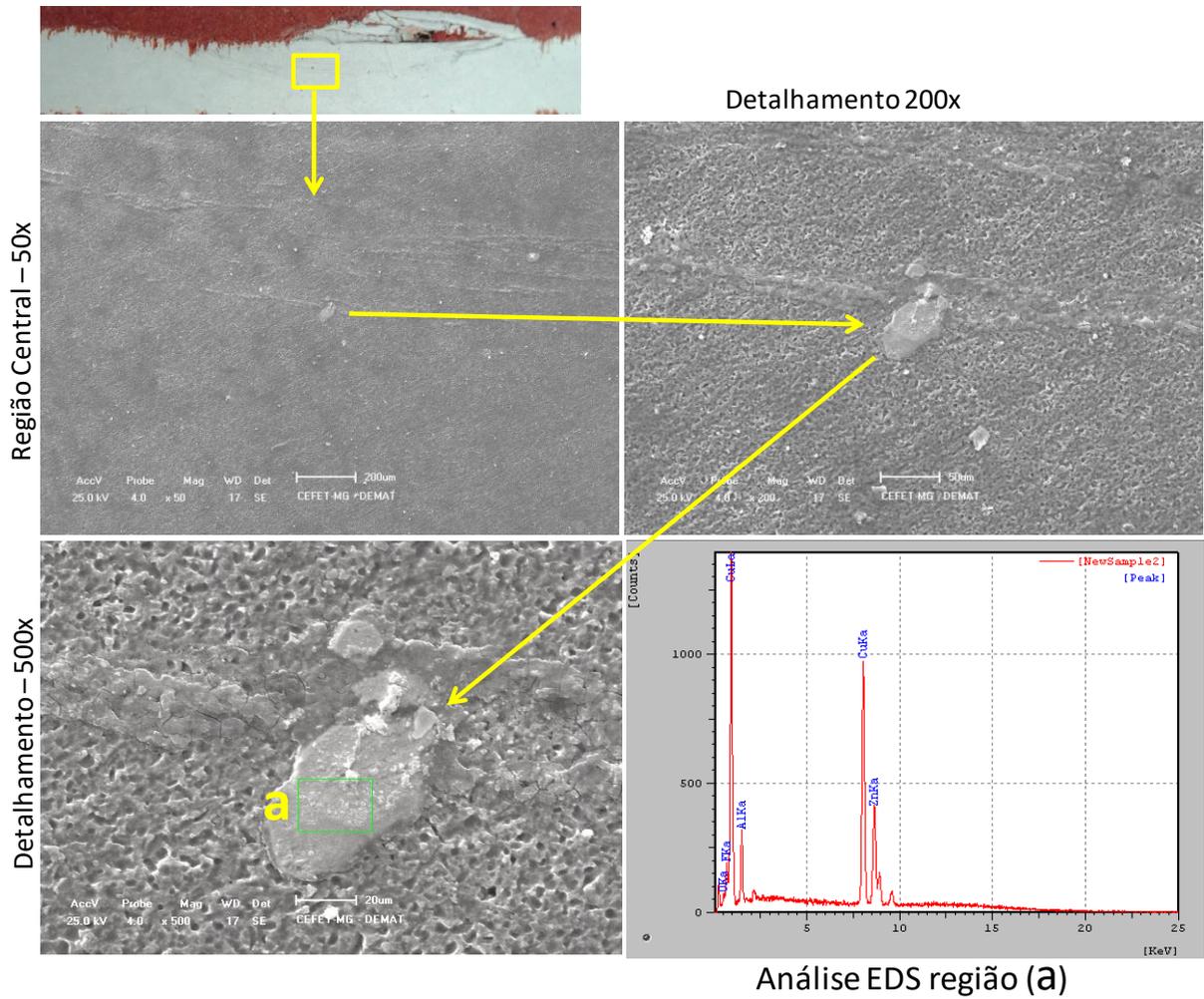
Fonte: Próprio autor, 2023.

Figura 30 - Fotos microscópio ótico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 40 mm/min e VR 642 rpm.



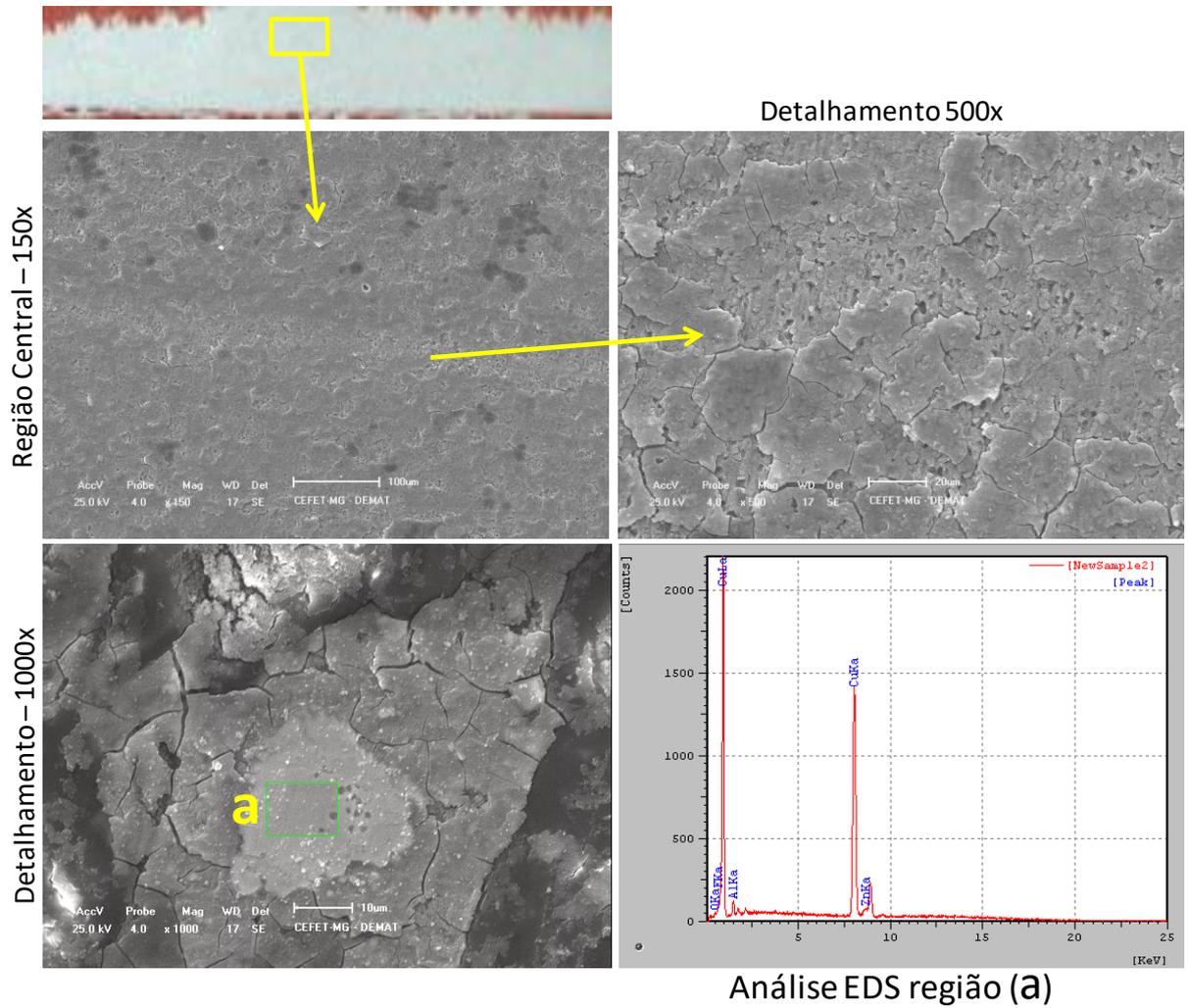
Fonte: Próprio autor, 2023.

Figura 31 - Fotos microscópio óptico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 40 mm/min e VR 864 rpm.



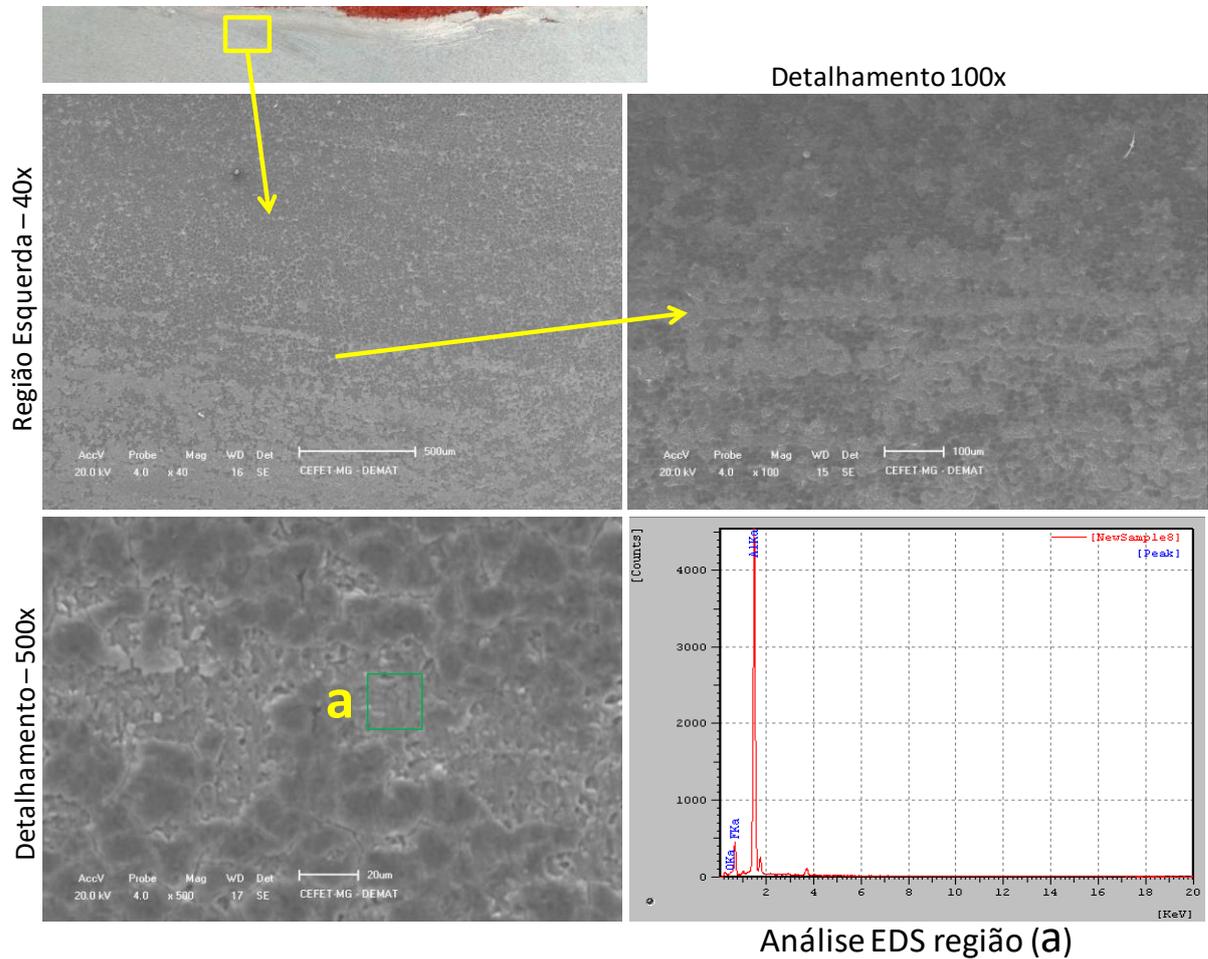
Fonte: Próprio autor, 2023.

Figura 32 - Fotos microscópio óptico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 40 mm/min e VR 1176 rpm.



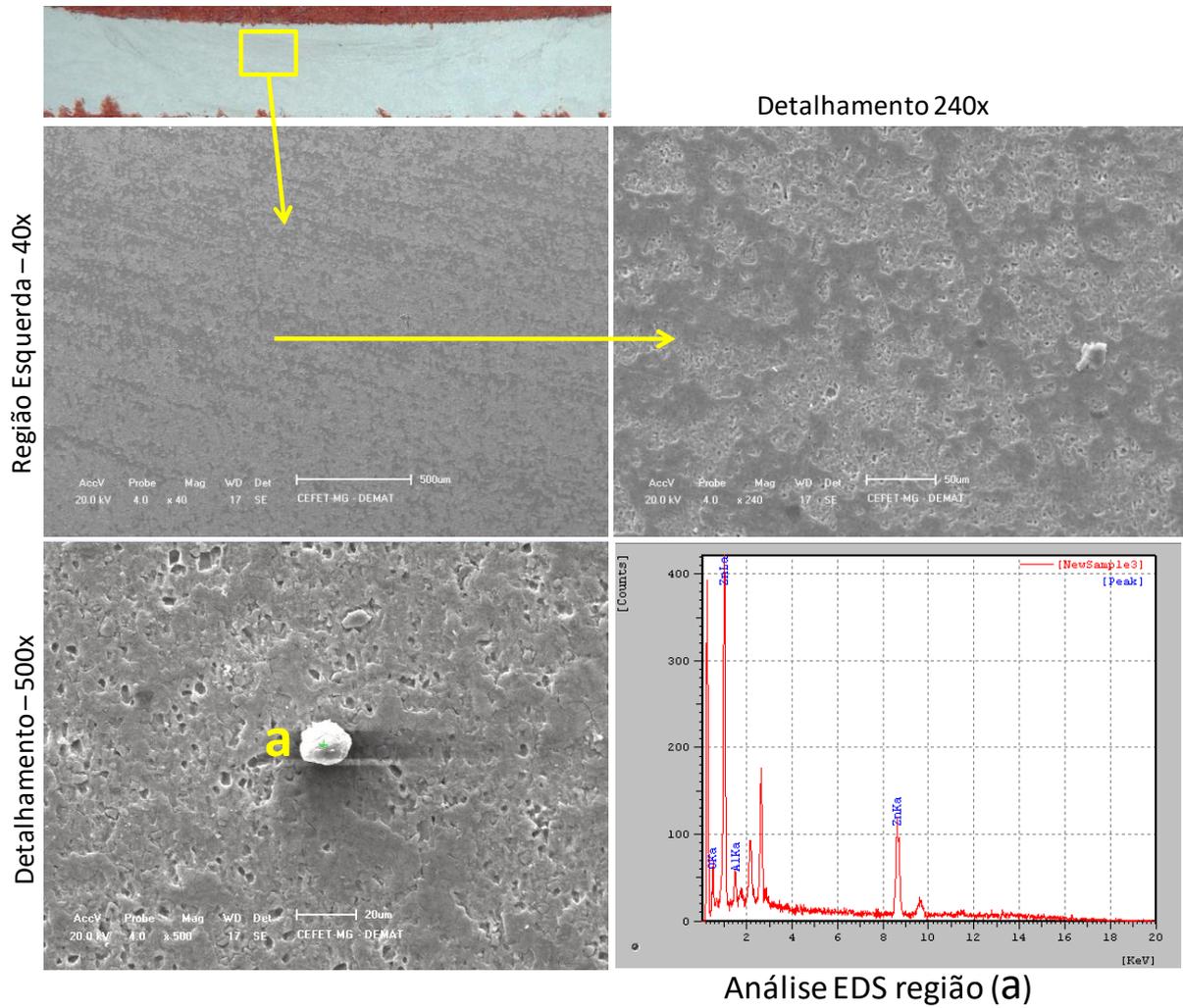
Fonte: Próprio autor, 2023.

Figura 33 - Fotos microscópio óptico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 25 mm/min e VR 642 rpm.



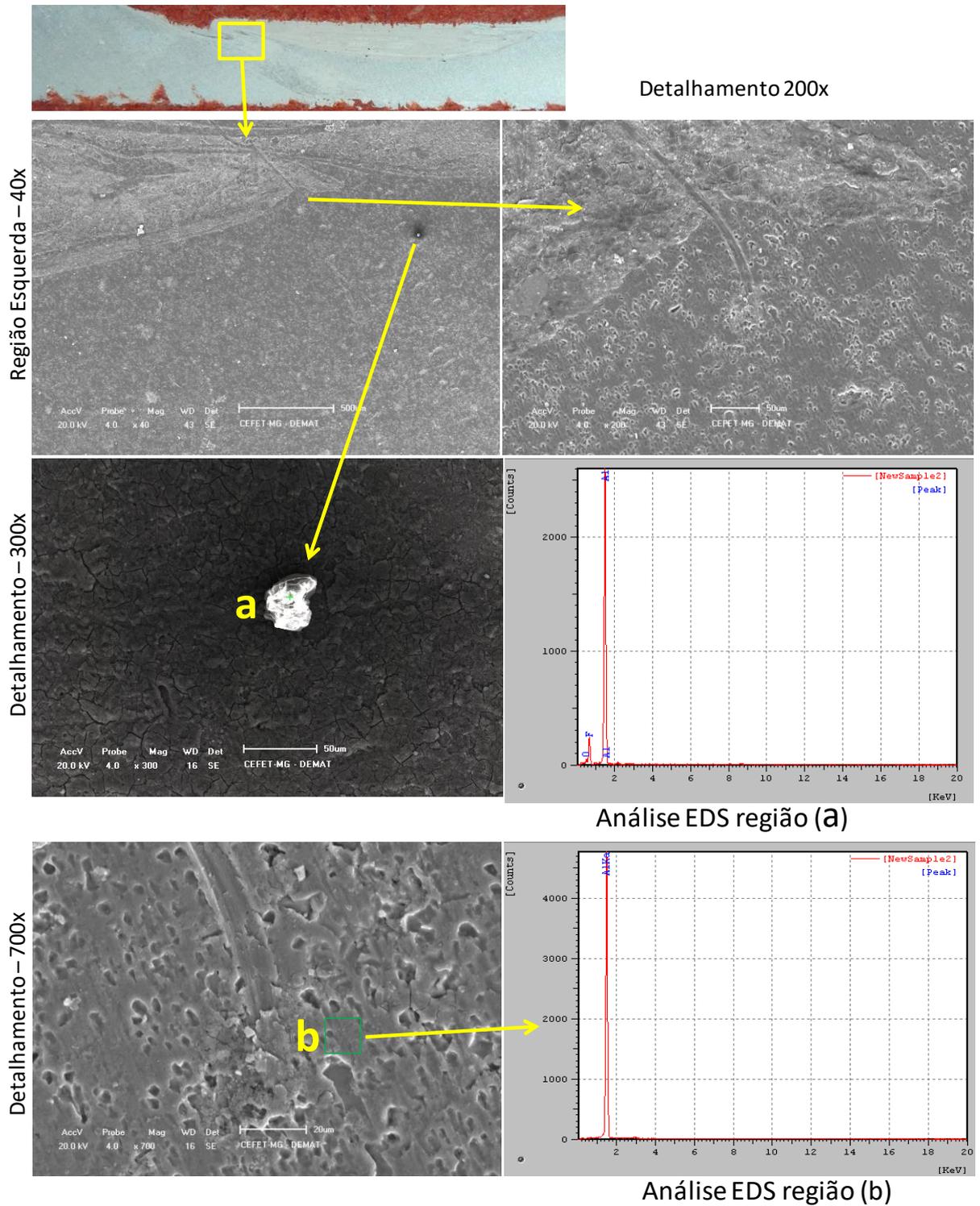
Fonte: Próprio autor, 2023.

Figura 34 - Fotos microscópio óptico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 25 mm/min e VR 864 rpm.



Fonte: Próprio autor, 2023.

Figura 35 - Fotos microscópio óptico, MEV e análise EDS - Amostra processada com VA 25 mm/min e VR 1176 rpm.



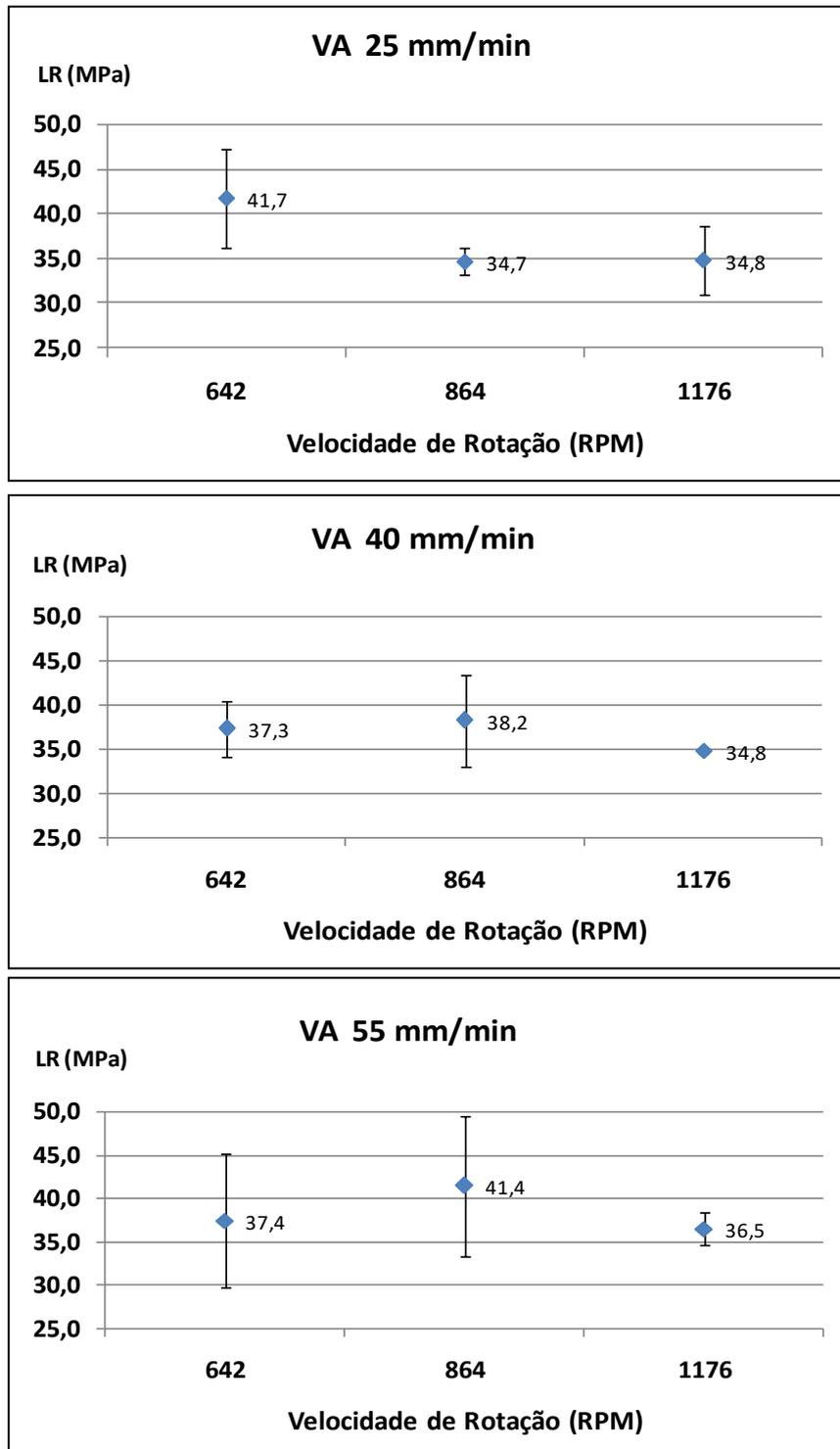
Fonte: Próprio autor, 2023.

5.2.2 Limite de resistência à tração

Comparando os valores de limite de resistência à tração obtidos após o processamento por *FS* (figuras 36 e 37) com o do metal de base, verifica-se que houve uma queda acentuada nos valores, da ordem de 70%. Tal resultado pode ser justificado, entre outros, pela presença do entalhe na chapa antes do processamento, que mesmo sendo preenchido por alumínio e a mistura de Zn e Cu, pode ter prejudicado a resistência devido à menor densidade da zona misturada. Adicionalmente, as alterações microestruturais na matriz, ou seja, formação de fases intermetálicas e a presença de partículas de Cu e Zn, conforme evidenciado na seção 5.2.1, possivelmente contribuiu com a alteração do comportamento mecânico. Nota-se também que a variação da velocidade de avanço e da velocidade de rotação, mesmo tendo promovido significativas alterações na microestrutura resultante, não impactou o limite de resistência à tração obtido.

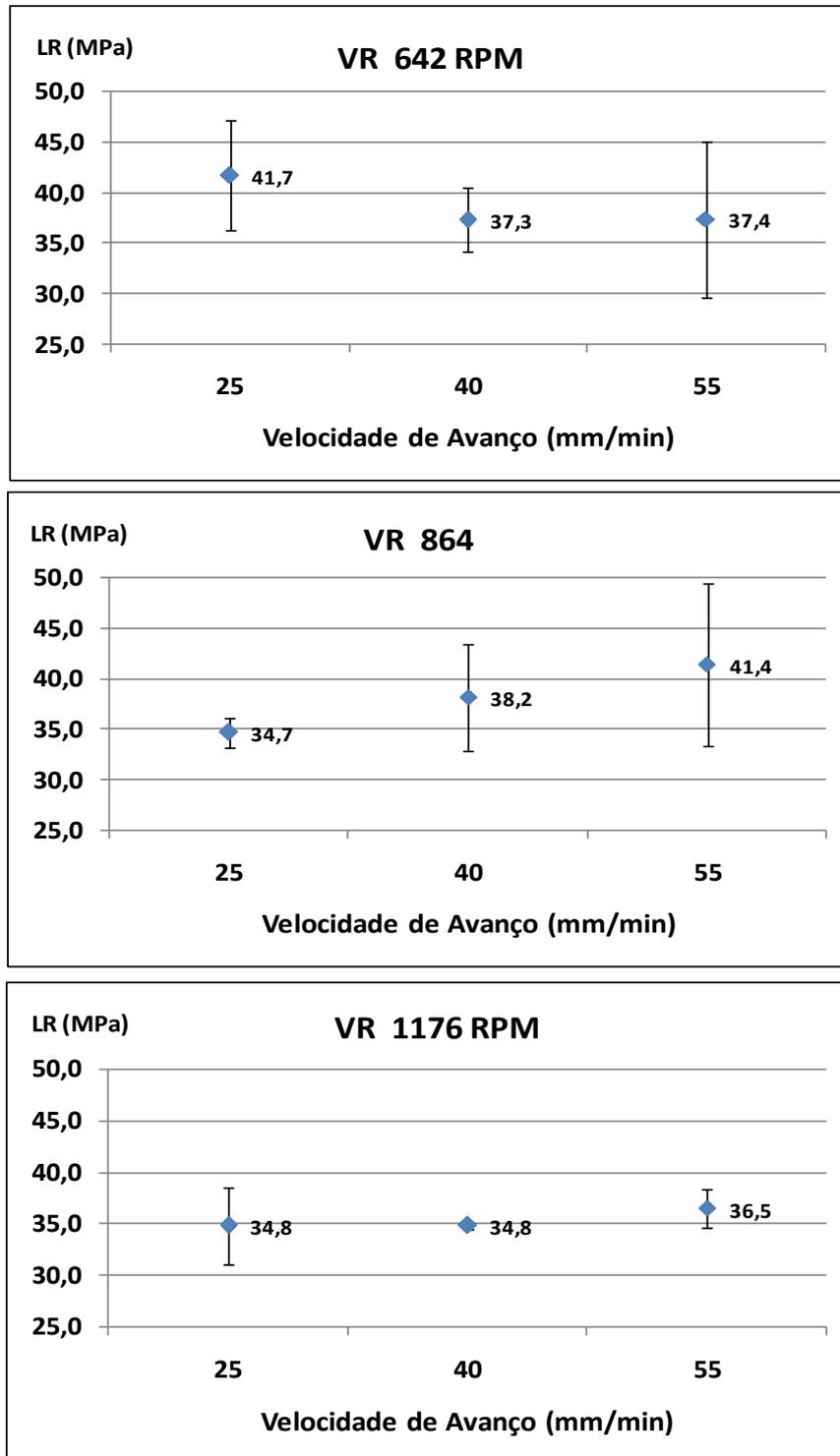
Segundo Yadav (2012), o limite de resistência do Al (99,9% de pureza) é da ordem de 72 MPa, que está de acordo com o encontrado por Yuchen Peng (2020). Os valores obtidos por Yadav (2012) para o material processado por *FS* foi de cerca de 90 MPa, ou seja, 25% acima do observado para o material base. O que pode ser explicado pelo menor tamanho de grão, maior densidade de deslocações e maior quantidade de contornos de grão do material processado. Podemos notar a grande diferença dos valores obtidos no presente trabalho em comparação com os valores mencionados do trabalho de Yadav (2012), para o material processado, que se deve, como já mencionado anteriormente, à queda acentuada de resistência em relação ao material base.

Figura 36 - Limite de resistência à tração em função da velocidade de rotação para os três níveis de velocidade de avanço.



Fonte: Próprio autor, 2023.

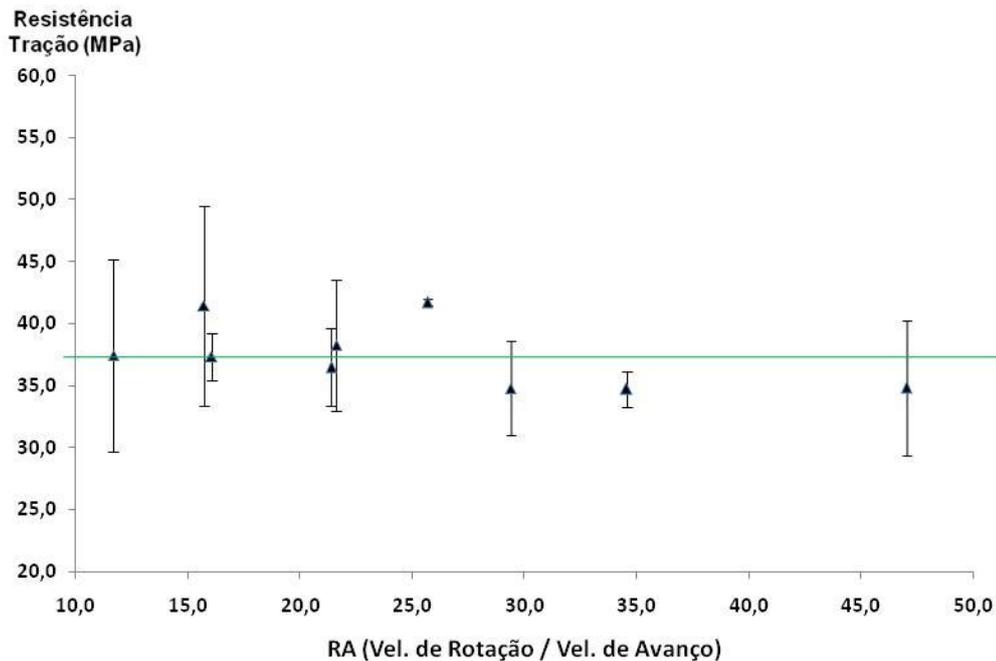
Figura 37 - Limite de resistência à tração em função da velocidade de avanço para os três níveis de velocidade de rotação.



Fonte: Próprio autor, 2023.

Com o objetivo de verificar ou não a existência de relação entre os parâmetros de processo, em especial a energia aportada, e o limite de resistência à tração da região processada, foi elaborado o gráfico do limite de resistência (LR) à tração em função de RA. Nota-se, pela análise da figura 38, que não existe há uma correlação clara. À medida que RA aumenta, o LR praticamente não se altera, estando em torno da média geral de 37,4 MPa.

Figura 38 - Limite de resistência à tração em função de RA.



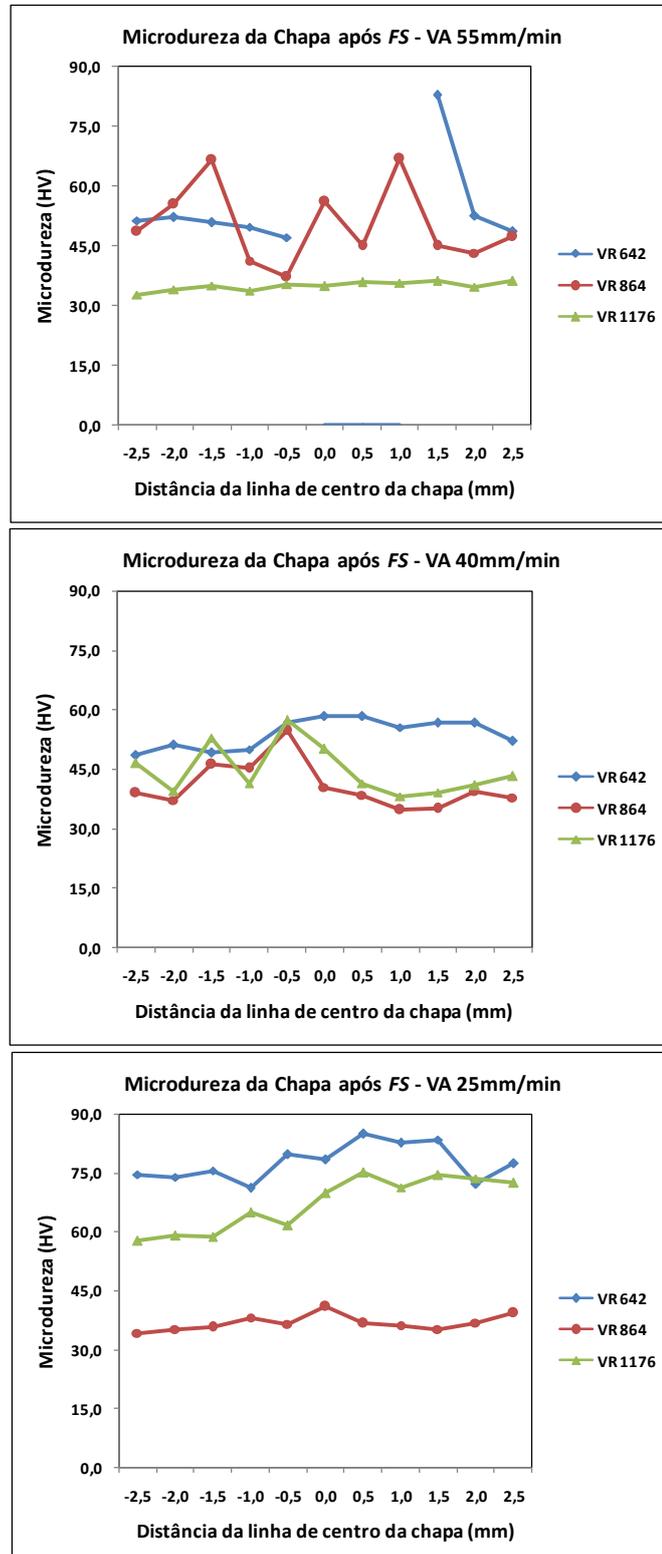
Fonte: Próprio autor, 2023.

5.2.3 Perfil de dureza da região processada

A dureza do metal base foi bem homogênea, estando ao redor de 57 HV, conforme evidenciado na seção 5.1.4. A análise dos perfis de dureza para as diferentes condições de processamento, conforme indicado na figura 39, demonstra que existem regiões com dureza menor, similar e superior à do material base. Os valores similares são encontrados basicamente onde a estrutura do material base não sofreu grandes alterações. Os valores baixos, na faixa dos 30 HV, provavelmente são devidos ao material coalescido, que após recristalização gerou grãos de maiores dimensões. Já os valores mais altos, acima de 70 HV, são devidos à presença dos compostos intermetálicos de cobre e zinco, que possuem dureza

bastante elevada, sendo que algumas partículas, como a exibida na figura 29, podem atingir valores da ordem de 140 HV.

Figura 39 - Perfil de microdureza do material processado em função dos parâmetros de processamento.



Fonte: Próprio autor, 2023.

O perfil de dureza para o processamento utilizando a velocidade de avanço de 55 mm/min e velocidade de rotação de 642 rpm, não apresenta valores para o ponto central e dois pontos à sua direita, devido à falta de material pós processamento, conforme evidenciado nas figuras 24, 25 e 26. É notório que para condições de processamento com menor aporte de calor, a dureza *na zona misturada*, além de ser bastante irregular, tende a ser menor ou igual à do material base. Com uma maior geração de calor é observado um aumento, provavelmente por facilitar a formação das lamelas e partículas de compósitos de cobre/zinco, além de promover a sua distribuição de maneira mais homogênea na matriz de alumínio. A exceção fica para a condição de processamento com a VA de 25 mm/min e a VR de 864 rpm, onde essa grandeza se encontra bem abaixo do material base.

De acordo com Sharma (2021), um maior refinamento do grão, e conseqüentemente uma maior dureza, é obtida com uma menor geração de calor durante o processamento via FS. A otimização da velocidade de rotação da ferramenta impacta diretamente no refino do grão, além de propiciar uma melhor distribuição das partículas de reforço na matriz.

Bikkina et al (2020), utilizaram chapas de Al 6082 com 6mm de espessura no desenvolvimento dos trabalhos. As ferramentas eram compostas por ombros de 24mm e pinos cônicos rosqueados com diâmetro superior de 8,0mm e inferior de 6,0mm e 3 diferentes comprimentos (5.2, 3.2 e 1.7mm). A velocidade de rotação utilizada foi de 900 rpm e a velocidade de avanço de 20mm/min, resultando um RA de 45. Os valores de microdureza para as regiões com menor teor de partículas de reforço (SiC), variaram na faixa de 90 a 110 HV, cerca de 50% superior aos valores encontrados neste trabalho para RA similar de 47 (1176/225).

6 CONCLUSÕES

A forma pela qual os pós de cobre e zinco foram incorporados por *FSP* nas chapas de alumínio, proporcionou uma mistura não homogênea do material, criando zonas com lamelas de compostos intermetálicos de cobre, zinco e alumínio de dureza bastante elevada em relação ao material base. O limite de resistência à tração da região processada sofreu uma queda considerável em comparação ao do metal de base, não importando quais parâmetros de processamento foram utilizados.

A energia aportada durante o processamento por *FS* foi capaz de promover a adesão da mistura de pós metálicos a matriz de alumínio, promovendo uma modificação da sua microestrutura, gerando regiões com durezas localizadas bem superiores às encontradas no material base, de 35 a 145% superiores .

Avaliando as macro e microestruturas da região processada verificou-se que, dentre as várias condições utilizadas, o aumento da velocidade de rotação e diminuição da velocidade de avanço, ou seja maior RA (maior aporte de calor durante o processamento), proporciona uma mistura mais eficiente, com uma melhor distribuição da mistura dos pós de cobre e zinco no material base.

Quanto aos parâmetros de processamento avaliados, nota-se que a redução na velocidade de avanço apresenta maior impacto sobre a mistura dos componentes, pois maiores velocidades de avanço tendem a expulsar a mistura de cobre e zinco dificultando a sua incorporação ao material base.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABBASI, M., BAGHERI, B., **The Effect of SiC Particle Addition During FSW on Microstructure and Mechanical Properties of AZ31 Magnesium Alloy**. Journal of Materials Engineering and Performance, Vol.24, p.5037-5045, 2015.

AIRES, L., **Análise experimental do comportamento à fadiga em juntas soldadas por fricção linear de ligas de alumínio para a indústria aeronáutica**. Dissertação de Mestrado em Materiais, Instituto Superior Técnico, Lisboa, 2007.

ALUMINUM ASSOCIATION INC. and ASM INTERNATIONAL, **Aluminum: Properties and Physical Metallurgy**. P.424, 1984.

ANDRADE, E.A.C., **Desenvolvimento de Ferramenta Bobbin-Tool para o Processo de Soldadura por Fricção Linear. Caracterização e Análise da Liga de Alumínio AA6061-T4**. Dissertação de Mestrado em Engenharia, Instituto Superior Técnico, Lisboa, 2009.

ARBEGAST, W., **A Flow Partitioned Deformation Zone Model for Defect Formation During FSW**. Scripta Materialia, Vol.58, p.372-376, 2008.

ASM Handbook V.2:**Properties and Selection - Non Ferrous Alloys and Special-Purpose Materials**, 10th ed., 1990, ASM International (Ed.), Metals Park, Ohio.

BARCELLONA, A., BUFFA, G., FRATINI, L., PALMERI, D., **On Microstructural Phenomena Occurring in Friction Stir Welding of Aluminum Alloys**. Journal of Materials Processing Technology, Vol.177, P. 340–343, 2006.

BAYAZID, S.M., HEDDAD, M.M., **A Review on FSW Parameters, Microstructure, Mechanical Properties, Post Weld Heat Treatment and Defects**. Material Science and Engineering International Journal, Vol.2, Issue 4, p.116-126, 2018.

BESKOW, A.B., OLIVIECKI, N.J., **Análise dos Parâmetros do Processo de Solda por Fricção em uma Liga de Alumínio**. Revista Perspectiva, V.37, N.138, P.15-29, 2013.

BHADESHIA et al, **Review: Friction Stir Welding Tools**. Science and Technology of Welding and Joining, Vol.16, N.4, P.325-342, 2011.

BIKKINA, V., ADEPU, K., TALASILA, S.R., **Characterization of Aluminum Based Functionally Graded Composites Developed Via Friction Stir Processing**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 30, p. 1743-1755, 2020.

CAPELARI, T.V., **Avaliação do Desempenho de Ferramentas na Soldagem de Alumínio AA5052 pelo processo FSW**. Dissertação de Mestrado, DEMEC, UFRGS, Porto Alegre, 2006.

CAPELARI, T.V., MAZZAFERRO, J.A., **Avaliação da Geometria de Ferramenta e Parâmetros do Processo FSW na Soldagem da Liga de Alumínio AA5052**. Soldagem Insp. São Paulo, Vol.14. N3, P.215-227, 2009.

CEDERQVIST, L., REYNOLDS, A. P., **Factors Affecting the Properties of Friction Stir Welded Aluminum Lap Joints**. The Welding Journal Research Supplement, December 2001, Volume 80.

CERVERA, M., CHIUMENTI, M., DIALANI, N., **Effect of the Tool Tilt Angle on the Heat Generation and the Material Flow in FSW**. Metal Journal, Vol.9, N.28, P.17, 2019.

CERVEIRA, R.L.L.P., **Caracterização Experimental do Comportamento Mecânico Sob Solicitação Multiaxial em Junções de Chapas AA 2024-T3 Soldadas por Fricção-Mistura**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

CESTARI, M.A., **Estudo de Viabilidade para Implementação de União Soldadas pelo Método FSW em Estruturas Aeronáuticas**. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2007.

CHITEKA, K., **Friction Stir welding / Processing Tool Materials and Selection**. International Journal of Engineering Research and Technology, Vol.2, Issue 11, P.11, 2013.

COLLIGAN, K., **Material Flow Behavior During Friction Stir Welding of Aluminum**. Supplement to the Welding Journal, P.229-237, 1999.

CRUZ, M.F., NETO, C.M., **Friction Stir Welding - Review: Potencial de Aplicação na Indústria Aeroespacial**. XI Simpósio de Aplicações Operacionais em Áreas de Defesa, ITA, São José dos Campos, P.5, 2009.

DACHEUX, P. DUBOURG, L., **Design and Properties of FSW Tools: A Literature Review**. Aluminum Technology Centre, P.01-16, 2006.

DAVIS, J.R., **Microstructures of Aluminum Alloys**. In Aluminum and Aluminum Alloys, ASM Specialty Handbook, Ohio, ASM International, 1993.

DAVIS, J.R., **Aluminum and Aluminum Alloys**. ASM International, Alloying Understanding The Basics, p.351-416, 2001.

DENIS, A.S., NARAYANAN, S., **Acoustic Emission - Based Monitoring Approach for FSW of Aluminum Alloy AA6063-T6 with Different Tool Pin Profiles**. Journal of Engineering Manufacture, Vol.227(3), p.407-416, 2013.

DOHERTY, R.D., VASUDEVAN, A.K., **Aluminum Alloys - Contemporary Research and Applications**, Elsevier, 2012.

DOLBY, R.E., THOMAS, W.M., **Friction Stir Welding Developments**. 6th International Conference on Trends in Welding Research, 2002.

ELANGO VAN, K., BALASUBRAMANIAN, V., **Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminum alloy.** Materials Science and Engineering, Volume 459, 2007b.

ELANGO VAN, K., BALASUBRAMANIAN, V., **Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminum alloy.** Materials and Design, Volume 29, 2007a.

EVANS, J.M., **Friction Stir Welding of 5083-H131 Aluminum Alloy Using A2 and H13 Tool Steels on 420 stainless Steel Tooling.** Dissertação de Mestrado, Auburn University, 2014.

FARIA, G.A., FARIA, G.L., RIOS, M.C.G., **Estudo da Influência de Parâmetros de Medição sobre a Representatividade e Dispersão dos Resultados do Ensaio de Microdureza Vickers.** 22o CBECiMat, P.6034-6046, 2016.

GACHI, S., BENKEDDA, Y. AISSANI, M., **Design and Optimization of Friction Stir Welding Tool.** Materials and Manufacturing Processes, Vol.25, N.11, P.1199-1205, 2010.

GHARACHEH, M. A., KOKABI, A. H., DANESHI, G. H., SHALCHI, B., SARRAFI, R., **The Influence of the Ratio of Rotational Speed/ Traverse Speed (w/u) on Mechanical Properties of AZ31 Friction Stir Welds.** International Journal of Machine Tools &Manufacture, Volume 46, P.1983–1987, 2006.

GIL, A.P., **Caracterização de Junta Soldada por Atrito Linear com Mistura (FSW) da Liga Al-Mg-Si AA6063.** P.47, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2009.

HATCH, J.E., **Aluminum Properties and Physical Metallurgy.** ASM International, Chapter 5, 134-199, 1984.

HATCH, J.E., **Metallurgy of Heat Treatment**. Aluminum Properties and Physical Metallurgy. Ohio, American Society for Metals, P.1-24, 1984a.

HILLER, D.J., **Estudo de Parâmetros e Percursos no Processo de Soldagem de Mistura por Atrito (FSW) da Liga de Alumínio 5052**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.

HIRATA, T., OGURI T., HAGINO H., TANAKA T., CHUNG S. W., TAKIGAWA Y., HIGASHI,K., **Influence of Friction Stir Welding Parameters on Grain Size and Formability in 5083 Aluminum Alloy**. Materials Science and Engineering, Volume 456, P. 344–349, 2007.

HUANG, Y., WANG, T., LU, S.; LIU, H., AO, F., **A Novel Method of In-Situ Fabrication of Mg Surface Composites by Friction Stir Process**. Trans. China Weld. Inst. 34, 25–28, 2013.

INFOMET, biblioteca, **Metais e Ligas, Alumínio, Informações Técnicas**. Cap.07- Ligas Al-Zn. Disponível em: <<https://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=55>>. Acesso em 10 de Janeiro de 2020.

JAMES T. STALEY, MURAT TIRYAKIOGLU, **Heat Treatment of Wrought and Cast Aluminum Alloys**. TMS 132nd Annual Meeting and Exhibition, Short Courses, 2003.

JÚNIOR, A. R., **Estrutura Integral por Soldagem por Atrito Friction Stir Welding – FSW – Requisitos Básicos para o Projeto Estrutural**. Dissertação de Mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2003.

KAN LI, XUEMEI LIU, YI ZHAO, **Research Status and Prospect of Friction Stir Processing Technology**. Coatings 9 (2), 129, 2019.

KHODIR, S. A., SHIBAYANAGI, T., **Friction Stir Welding of Dissimilar AA2024 and AA7075 Aluminum Alloys**. Materials Science and Engineering: B, Volume 148, 2008.

KIM, Y.G., FUJI, H., TSUMURA, T., KOMAZAKI, T., NAKATA, K., **Three Defect Types in Friction Stir Welding of Aluminum Die Casting Alloy**. Materials Science and Engineering, Volume 415, Pages 250–254, 2006.

KUMAR, B.V.R., HUSSAIN, M.M., RAO, M.S., **Optimization of the Process Parameters of Friction stir Welded Aluminum Alloys for Maximum Tensile Strength**. Journal of Mechanical and Civil Engineering, Vol.13, Issue 3, P.1-6, 2016.

LEAL, R.M., LEITÃO, C., VILAÇA, P., **Material Flow in Friction Stir Welding**. Journal of Microscopy and Microanalysis, P.1-5, 2014.

LIU, X., LAN, S., NI, J., **Analysis of Process Parameters Effects on FSW of Dissimilar Aluminum Alloy to Advanced High Strength Steel**. Materials and Design, Vol.59, p.50-62, 2014.

LOPES, J.L.B., ROSALES, M.J.C., **Friction Stir Welding em Ligas de Alumínio**. Revista Intellectus, Ano VI, N.11, P.46-53, 2010.

MAHMOUD, E.R.I., TAKAHASHI, M., SHIBAYANAGI, T., IKEUCHI, K., **Effect of Friction Stir Processing Tool Probe on Fabrication of SiC Particle Reinforced Composite on Aluminium Surface**. Sci. Technol. Weld. Join., 14, 413–425, 2009.

MARCONATO, E.A., **Influência de Defeitos nas Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas por FSW da Liga AA6013-T6**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de São Carlos, 2011.

MATHERS, G., **The Welding of Aluminium and Its Alloys**. CRC Press LLC, New York, 2002.

MELO et al, **Influência da Geometria do Pino da Ferramenta de Soldagem nas Propriedades Mecânicas e Tensões Residuais de Juntas Soldadas de Ligas de Alumínio 5052-O pelo Processo FSW**. Rev. Bras. Apl. Vac., Vol.37, N.2, P.69-78, 2018.

MISHRA, R. S., **Advanced Materials and Processes**. Vol.161, P.43-46, 2003.

MISHRA, R.S.; Ma, Z.Y.; CHARIT, I., **Friction Stir Processing: A Novel Technique for Fabrication of Surface Composite**. Mater. Sci. Eng. A Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process.341, 307–310, 2003.

MISHRA, R. S., MA, Z.Y., **Friction Stir Welding and Processing**. Materials Science and Engineering, Vol.50,P.1-78, 2005.

MISHRA, R. S., MAHONEY, M. W., **Friction Stir Welding and Processing**. United States: ASM International, 2007.

MISHRA, R.S., JAIN, S., **Friction Stir Processing of Aluminum Alloys for Improving Mechanical and Tribological Properties**. International Journal of Research in Engineering and Innovation, Vol.1, Issue 6, P.229-243, 2017.

MURTHY, V., ULLEGADDI, K., MANJUNATHA, H.R.N., **Friction Stir Welding Tool Design and Their Effect on Welding of AA6082-T6**. Materials Today: Proceeding, Vol.4, P.7962-7970, 2017.

NAND, S., SINGH, P.K., **Effect of Addition of Metal Powder on Deposition Rate, Mechanical Properties and Metallographic Property of Weld Joints During Submerged Arc Welding Process**. Journal of Machining and Forming Technologies, Vol.6, N.3-4, P.159-168, 2015.

OLIVEIRA, R.M., **Correlações entre Parâmetros Estruturais e Microdureza em Ligas Al-Si-Cu Obtidas Através do Processo de Squeeze Casting**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal da Paraíba, 2017.

OSMAN et al, **Modeling and Optimization of FSW Parameters for Joining Dissimilar Aluminum Alloys**. Advanced Journal of Graduate Research, Vol.4, Issue 1, P.1-14, 2018.

PAIVA, F.G.A., **Caracterização da Junta Soldada por Atrito Linear com Mistura (FSW) de Liga Al-Mg-Si AA6063**. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2009.

PANCHAL, J., MALL, P.P., **Friction stir Welding Process and Parameters: A Review**. International Journal of Engineering Research and Technology, Vol.6, Issue 6, P.4, 2017.

PANTELIS, D.I., **Friction Stir Welding**. Technical Meeting, National Technical University of Athens, P.1-57, 2014.

PATEL, et al, **FSW of Dissimilar Aluminum Alloy Combinations: State of the Art**. Metals Journal, Vol.9, Issue 270, P.1-19, 2019.

PAVEL KEJZLAR, JIRÍ MACHUTA, IVA NOVÁ, **Comparison of the Structure of CuZn₄₀MnAl Alloy Casted Into Sand and Metal Moulds**. Manufacturing Technology, 17 (1), 44-48, 2017.

PIETRAS, A., RAMS, B., **FSW of Aluminum Casting Alloys**. Archives of Foundry Engineering, Vol.16, Issue 6, P.119-124, 2016.

POETSCHER, F., **Efeito do Número de Passes e do Tratamento Térmico Pós Soldagem da Liga de AlumínioAA6063 Soldada por Atrito Linear com Mistura (FSW)**. Tese de Doutorado, Escola Politécnica, da Universidade de São Paulo, 2009.

RAJENDRAN et al, **Effect of Tool Tilt Angle on Strength and Microstructural Characteristics of Friction Stir Welded Lap Joints of AA2014-T6 Aluminum Alloys**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol.29, P.1824-1835, 2019.

RAMALHO, R., LISBOA, C., **Análise do Uso das Ligas de Alumínio de Alta Resistência em Substituição dos Aços de Alta Resistência**, 37thSenafor, 2017.

RENCK, T. S., **Estudo das Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas em Alta Velocidade pelo Processo de Fricção e Mistura Mecânica.** Dissertação de Mestrado, PPGEM, UFRGS, Porto Alegre, 2005.

ROLDÓ, L., **Caracterização Microestrutural e de Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio AA6056-T4 e T6 Soldadas pelo Processo de Fricção e Mistura Mecânica.** 116 p. Tese Doutorado em Engenharia, PPGEM, UFRGS. Porto Alegre, 2004.

ROSENDO, T., TIER, M., MAZZAFERRO, J., MAZZAFERRO, C., STROHAECKER, T.R., DOS SANTOS, J.F., **Mechanical performance of AA6181 refill friction spot welds under lap shear tensile loading.** Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 38, p. 1443–1455, 2015.

SANTIAGO, D., LOMBERA, G., VEDIA, L., **3D Modeling of Material Flow and Temperature in FSW.** Soldagem Insp. São Paulo, Vol.14, N.3, P.258-256, 2009.

SATHARI et al, **Investigation of Single Pass / Double Pass Techniques on Friction Stir Welding of Aluminum.** Journal of Mechanical Engineering and Sciences, Vol.7, P.1053-1061, 2014.

SCIALPI, A., De FILIPPS, L.A.C., CAVALIERE, P., **Influence of Shoulder Geometry on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded 6082 Aluminium Alloy.** Materials and Design, Volume 28. P.1124–1129, 2007.

SHARMA, A., KHANNA, P., **Surface Composite Fabrication by Friction Stir Processing: A Review.** E2S Web of Conferences, 309, 01150, 2021.

SHARMA, P., BHATI, D., **Effects of Tool Rotation Speed and Tilt Angle on FSW of Aluminum AA6075.** International Journal of Recent Technologies in Mechanical and Electrical Engineering, Vol.2, Issue 8, P.60-62, 2015.

SSAB, Marcas e Produtos, **DOCOL: Graus de Aço Automotivo**. Disponível em: <<https://www.SSAB.com/pt-br/marcas-e-produtos/docol/graus-de-aco-automotivo/hsla-steel>>. Acesso em 15 de Jan. de 2020.

STALEY, J.T., TIRYAKIOGLU, M., **Heat Treatment of Wrought and Cast Aluminum Alloys**. TMS 132nd Annual Meeting and Exhibition, Short Courses, 2003.

STARKE, E.A., STALCY, J.T., **Application of Modern Aluminum Alloys to Aircraft**. Prog. Aerospace Science, Vol.32, P.131-172, 1996.

STRAND, S. R. **Effects of Friction Stir Welding on Polymer Microstructure**, 2004.

SZKODO, M. ADAMOWSKI, J., **Friction Stir Welding of Aluminum Alloy AW6082-T6**. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol.20, Issue 1-2, P.403-406, 2007.

THE ALUMINUM ASSOCIATION, INC., **Aluminum Alloy Selection and Applications**. The Aluminum Association, 1998.

THOMAS,W.M., FRIAS R., NORRIS, I.M., **Friction Stir Welding Tools and Developments**. FSW Seminar, IST, Porto - Portugal, 2002.

TWI, The Welding Institute, **Friction Stir Welding – Equipment**, 2007.

UFER, Usinagem e Ferramentaria. Ufer@ufer.ind.br, 2022.

WIEDENHOFT et al, **Effect of Heat Input on the Mechanical Behavior of Al-Cu FSW Lap Joints**. Materials Research, P.1-9, 2018.

YADAV, D., BAURI, R., **Effect of Friction Stir Processing on Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum**. Materials Science and Engineering A, 539, p.85-92, 2012.

YUCHEN PENG et al, **An Investigation into Microstructures and Mechanical Properties of 1060 Pure Aluminum During Submerged Friction Stir Processing at a High Rotating Speed**. Metals, 12 (2),201, 2020.

ZHANG et al, **Review of Tools for FSW and Processing**. Canadian Metallurgical Quarterly, Vol.51, N.3, P.250-261, 2012.

ZHAO , Y.; LIN, S.; WU, L., **The Influence of Pin Geometry on Bonding and Mechanical Properties in Friction Stir Weld 2014 Al Alloy**. Materials Letters, Volume 59, 2005.

ZHU, X.K., CHAO Y.J., **Numerical Simulation of Transient Temperature and Residual Stresses in Friction Stir Welding of 304L Stainless Steel**. Journal of Materials Processing Technology, Vol.146, P. 263–272, 2004.