



**NOVA**  
NOVA SCHOOL OF  
SCIENCE & TECHNOLOGY

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA  
MECÂNICA E INDUSTRIAL

FILIPE ALVES FRAZÃO MOREIRA

Licenciado em Ciências de Engenharia Mecânica

PRODUÇÃO DE COMPÓSITOS  
BIMETÁLICOS REFORÇADOS COM  
MICROPARTÍCULAS FUNCIONAIS POR  
*UPWARD FRICTION STIR PROCESSING*

MESTRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Universidade NOVA de Lisboa  
Novembro, 2022





# PRODUÇÃO DE COMPÓSITOS BIMETÁLICOS REFORÇADOS COM MICROPARTÍCULAS FUNCIONAIS POR *UPWARD FRICTION STIR PROCESSING* (UFSP)

**FILIFE ALVES FRAZÃO MOREIRA**

Licenciado em Ciências da Engenharia Mecânica

**Orientadora:** Doutora Catarina Isabel Silva Vidal,  
*Professora Auxiliar, FCT – UNL*

**Júri:**

**Presidente:** Doutora Carla Maria Moreira Machado,  
*Professora Auxiliar, FCT – UNL*

**Arguente:** Doutor Telmo Jorge Gomes dos Santos,  
*Professor Catedrático, FCT – UNL*

**Orientadora:** Doutora Catarina Isabel Silva Vidal,  
*Professora Auxiliar, FCT – UNL*



**PRODUÇÃO DE COMPÓSITOS BIMETÁLICOS REFORÇADOS COM MICROPARTÍCULAS FUNCIONAIS POR *UPWARD FRICTION STIR PROCESSING* (UFSP)**

Copyright © Filipe Alves Frazão Moreira, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade NOVA de Lisboa.

A Faculdade de Ciências e Tecnologia e a Universidade NOVA de Lisboa têm o direito, perpétuo e sem limites geográficos, de arquivar e publicar esta dissertação através de exemplares impressos reproduzidos em papel ou de forma digital, ou por qualquer outro meio conhecido ou que venha a ser inventado, e de a divulgar através de repositórios científicos e de admitir a sua cópia e distribuição com objetivos educacionais ou de investigação, não comerciais, desde que

Este documento foi criado com o processador de texto Microsoft Word e o template NOVAThesis Word



## AGRADECIMENTOS

Quero expressar o meu agradecimento a todos aqueles que contribuíram para a realização desta tese:

À minha orientadora, Professora Catarina Vidal, pela constante disponibilidade e empenho dedicados à realização desta dissertação, pela preocupação e paciência, pelas críticas construtivas e sugestões;

Ao Pedro Ferreira pela incansável ajuda na realização dos ensaios experimentais e pela paciência nas vezes em que me ajudou sempre que tinha uma dúvida sobre o meu trabalho. Desejo-lhe boa sorte no seu doutoramento;

Ao senhor Paulo Magalhães e senhor António Campos pela ajuda e experiência partilhada durante a fase laboratorial;

Ao Professor Rui Silva pela ajuda prestada na análise das amostras no SEM;

Aos meus colegas de laboratório pela boa disposição e partilha de conhecimentos;

À Dona Maria João pela sua companhia nos dias em que fiquei a trabalhar até mais tarde no laboratório e pela sua resiliência;

A toda a minha família e, em particular, aos meus pais, irmãos e avó;

À Mariana por achar que, lá no fundo, a minha tese é sobre rochas metamórficas;

À Cinemateca Portuguesa;

Ao avô Carlos.



## RESUMO

O Processamento por Fricção Linear (PFL) é uma tecnologia que permite a introdução de micropartículas funcionais numa matriz metálica. A incorporação destas partículas é conseguida por meio de processamento no estado sólido, utilizando o mesmo princípio físico da Soldadura por Fricção Linear (SFL).

O *Upward Friction Stir Processing* (UFSP) é uma nova variante do PFL, desenvolvida e estudada na unidade de investigação UNIDEMI da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa, que permite produzir compósitos de matriz metálica com uma distribuição de partículas de reforço mais homogénea.

Nesta dissertação estudou-se a viabilidade da produção de compósitos bimetálicos com micropartículas funcionais através do processo UFSP. Para tal, foram realizados ensaios experimentais com duas chapas dissimilares de 3 mm, que eram constituídas pelas ligas de alumínio 7075 - T651, 6082 - T651 ou magnésio AZ31B. As partículas funcionais eram de SiC (Carboneto de Silício) com dimensão aproximada de 7  $\mu\text{m}$ .

Procedeu-se à caracterização das amostras produzidas através de quatro técnicas diferentes: microscopia óptica, registo da variação da condutividade elétrica através de correntes induzidas, medição da microdureza e análise microscópica através de um MEV com três recetores diferentes (SE, BSE e fotões raio-X).

Os resultados obtidos demonstram que é possível produzir compósitos bimetálicos por UFSP com uma distribuição uniforme de partículas de SiC, caso se utilizem os parâmetros de processo mais adequados.

**Palavas chave:** *Upward Friction Stir Processing*, Compósitos de matriz bimetálica, Alumínio, Magnésio, Partículas SiC.



## ABSTRACT

Friction Stir Processing (FSP) is a solid-state processing technology used to produce Metal Matrix Composites (MMC). The physical principle of this technology is the same of friction stir welding.

Upward Friction Stir Processing (UFSP) is a new FSP variant that was developed and has been studied at UNIDEMI - NOVA School of Science and Technology. This technology allows to produce MMC with a more uniform particle distribution throughout the processed volume.

The main goal of this assignment was to demonstrate the ability to produce dissimilar MMC by UFSP. Therefore, different trials were performed using two dissimilar metal plates, with 3 mm of thickness, made of AA 7075 - T651, AA 6082 - T651 or magnesium AZ31B. In the tests were used SiC particles.

The characterization and analysis of the composites produced was carried out with the aid of optical microscopy, hardness tests, electrical conductivity measurements and SEM.

Finally, the results obtained showed that this innovative technology can be used to produce MMC with dissimilar plates reinforced with functional particles, if the right parameters are used.

**Keywords:** Upward Friction Stir Processing, Metal Matrix Composites, Aluminum, Magnesium, SiC particles



# ÍNDICE

AGRADECIMENTOS.....	VII
RESUMO.....	IX
ABSTRACT.....	XI
ÍNDICE DE FIGURAS.....	XV
ÍNDICE DE TABELAS.....	XIX
SIGLAS.....	XXI
<b>1 INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
1.1 Contexto e Motivação .....	1
1.2 Objetivos .....	2
1.3 Estrutura do Documento.....	2
<b>2 REVISÃO DO ESTADO DA ARTE.....</b>	<b>5</b>
2.1 Processamento por Fricção Linear.....	5
2.1.1 Microestrutura do PFL.....	6
2.1.2 Geometria da Ferramenta.....	7
2.1.3 Velocidade de Rotação e Avanço .....	8
2.1.4 Diferentes Tipologias de PFL .....	9
2.2 <i>Upward Friction Stir Processing</i> .....	13
2.3 Soldadura por Fricção Linear de Juntas Sobrepostas Dissimilares.....	17
<b>3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL .....</b>	<b>19</b>
3.1 Caracterização dos Materiais Base .....	19

3.2	Partículas de Reforço .....	21
3.3	Equipamento e Ferramenta.....	22
3.4	Sistema de Fixação .....	24
<b>4</b>	<b>ENSAIOS EXPERIMENTAIS .....</b>	<b>27</b>
4.1	Parâmetros de Processo .....	28
4.2	Ensaio com as Ligas AA6082 - T651 e AA7075 - T651.....	31
4.2.1	Ensaio sem Partículas .....	31
4.2.2	Ensaio com Partículas.....	34
4.3	Ensaio com as Ligas AA6082 - T651 e Magnésio AZ31B .....	38
<b>5</b>	<b>CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS OBTIDAS NOS ENSAIOS EXPERIMENTAIS.....</b>	<b>43</b>
5.1	Microscopia Eletrônica de Varrimento.....	43
5.1.1	Análise do ensaio 19.....	43
5.1.2	Análise da amostra 21.....	49
5.2	Condutividade Elétrica e Dureza de Vickers .....	51
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>57</b>
6.1	Conclusões.....	57
6.2	Sugestões de Trabalhos Futuros .....	58
	<b>BIBLIOGRAFIA.....</b>	<b>59</b>
<b>A</b>	<b>APÊNDICE.....</b>	<b>67</b>
A.1	Macrografias das Amostras Obtidas nos Ensaio Experimentais não Contrastadas..	67

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 - Exemplo de uma ferramenta utilizada no PFL. [1] .....	6
Figura 2.2 - Representação esquemática da vista de corte de uma chapa processada por PFL [7].....	7
Figura 2.3 - Diferentes geometrias de <i>shoulder</i> da ferramenta de PFL [10].....	7
Figura 2.4 - Diferentes tipos de pinos utilizados nas ferramentas de PFL [11].....	7
Figura 2.5 - Relação de velocidades que permitiram obter bons resultados nos ensaios de PFL da liga AZ91 [14, 30].....	8
Figura 2.6 - Esquema representativo do primeiro ensaio de PFL para produção de CMM [3] ..	9
Figura 2.7 - Esquema representativo de um processo de PFL com furos [15].....	10
Figura 2.8 - Montagens utilizadas para se estudar qual a mais eficaz na realização de PFL [16] .....	11
Figura 2.9 - Ensaios de PFL com uma chapa de cobertura em que se utiliza: a) rasgo de secção retangular, b) rasgo de secção triangular [17,18] .....	11
Figura 2.10 - a) Esquema representativo do processo FSAM; b) Produção de CMM através do FSAM [4,19].....	12
Figura 2.11 - Representação esquemática do processo de UFSP [2].....	13
Figura 2.12 – Macrografia dos ensaios com 1 passagem da ferramenta a) UFSP; b) convencional [2].....	14
Figura 2.13- Macrografia do ensaio com 6 passagens e <i>offset</i> de 1 mm [2] .....	15
Figura 2.14 - Representação esquemática do posicionamento das partículas de reforço para produção de materiais com gradiente de funcionalidade [11].....	16
Figura 2.15 - Macrografia do compósito de magnésio obtido por UFSP com (a) e sem refrigeração (b) [30] .....	16
Figura 2.16 - Representação de um processo de SFL de juntas dissimilares sobrepostas [33]	17

Figura 3.3 - Fresadora utilizada nos ensaios experimentais [30].....	22
Figura 3.4 - Representação tridimensional da ferramenta utilizada nos ensaios de UFSP [37]; .....	23
Figura 3.5 - a) Pino <i>Triflute</i> com 8 mm de diâmetro; b) pino cilíndrico roscado com 5 mm de diâmetro [30].....	24
Figura 3.6 - Ferramenta montada na fresadora [30].....	24
Figura 3.7 - Dimensões das chapas utilizadas e da piscina de partículas [2] .....	25
Figura 3.8 - Sistema de fixação utilizado nos ensaios experimentais [30].....	26
Figura 3.9 - Sistema de fixação com grampos nos ensaios de UFSP com a liga de magnésio	26
Figura 4.1 - a) Secções analisadas nos compósitos produzidos; b) Secção embutida em resina para caracterização microscópica [29] .....	28
Figura 4.2 - Macrografia da amostra produzida no ensaio 3 contrastada .....	31
Figura 4.3 - Macrografia da amostra do ensaio 1 contrastada.....	32
Figura 4.4 - Macrografia da amostra do ensaio 13 contrastada .....	33
Figura 4.5 - Macrografia da amostra do ensaio 20 contrastada .....	33
Figura 4.6 - Macrografia da amostra do ensaio 8 não contrastada.....	34
Figura 4.7 - Macrografia da amostra do ensaio 10 não contrastada.....	34
Figura 4.8 - Macrografia da amostra do ensaio 14 .....	35
Figura 4.9 - Macrografia da amostra do ensaio 17 .....	35
Figura 4.10 - Macrografia da amostra do ensaio 18.....	36
Figura 4.11 - Macrografia da amostra do ensaio 16.....	36
Figura 4.12 - Macrografia da amostra do ensaio 19.....	37
Figura 4.13 - Macrografia da amostra do ensaio 15.....	37
Figura 4.14 - Zona processada do ensaio 19.....	38
Figura 4.15 - Zona processada do ensaio 21 .....	39
Figura 4.16 - Zonas processadas dos ensaios 22, 23, 24 e 25.....	39
Figura 4.17 - Secção transversal da amostra produzida no ensaio 29, onde se percebe que não houve ligação das duas chapas.....	39
Figura 4.18 - Macrografia da amostra do ensaio 21 .....	40
Figura 4.19 - Zona processada do ensaio 32.....	41
Figura 4.20 - Macrografia da amostra do ensaio 32.....	41
Figura 5.1 - Áreas analisadas através do SEM na amostra do ensaio 19 .....	44

Figura 5.2 - Mapa obtido pelos fotões raio-X da área 1 da amostra 19: a) imagem BSE da área 1, b) Alumínio, c) Silício, d) Magnésio.....	44
Figura 5.3 - Análise do espectro 1 na área 1.....	45
Figura 5.4 - Análise do espectro 2 na área 1.....	45
Figura 5.5 - a) Imagem BSE da área 2; b) Imagem SE da área 2.....	46
Figura 5.6 - Análise do espectro 3 na área 2.....	47
Figura 5.7 - Análise do espectro 4 na área 2.....	47
Figura 5.8 - Análise do espectro 5 na área 3.....	48
Figura 5.9 - Análise do espectro 6 na área 3.....	48
Figura 5.10 - Áreas analisadas através do SEM na amostra do ensaio 21.....	49
Figura 5.11 - a) Imagem BSE da área 4; b) Imagem SE da área 4.....	49
Figura 5.12 - Análise do espectro 7 na área 4.....	50
Figura 5.13 - Análise do espectro 8 na área 5.....	50
Figura 5.14 - Análise do espectro 9 da área 5.....	51
Figura 5.15 - Gráfico dureza - condutividade elétrica da amostra do ensaio 13.....	53
Figura 5.16 - Gráfico dureza - condutividade elétrica da amostra do ensaio 20.....	53
Figura 5.17 - Gráfico dureza - condutividade elétrica da amostra do ensaio 16.....	54
Figura 5.18 - Gráfico dureza - condutividade elétrica da amostra do ensaio 19.....	54



## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química da liga de alumínio 6082 - T651.....	19
Tabela 3.2 - Composição química da liga de alumínio 7075 - T651.....	20
Tabela 3.3 - Composição química da liga de magnésio AZ31B.....	20
Tabela 3.4 - Propriedades mecânicas da liga de alumínio 6082 - T651.....	21
Tabela 4.1 - Parâmetros de processo dos ensaios experimentais.....	29



## SIGLAS

<b>BSE</b>	<i>BackScattering Electrons</i>
<b>CENIMAT</b>	Centro de Investigação de Materiais
<b>CMM</b>	Compósitos de Matriz Metálica
<b>FSAM</b>	<i>Friction Stir Additive Manufacturing</i>
<b>PCBN</b>	<i>Polycrystalline Cubic Boron Nitide</i>
<b>PFL</b>	Processamento por Fricção Linear
<b>SE</b>	<i>Secondary Electrons</i>
<b>SEM</b>	<i>Scanning Electron Microscope</i>
<b>SFL</b>	Soldadura por Fricção Linear
<b>UFSP</b>	<i>Upward Friction Stir Processing</i>
<b>UNIDEMI</b>	Unidade de Investigação e Desenvolvimento em Engenharia Mecânica e Industrial
<b>ZTA</b>	Zona Termicamente Afetada
<b>ZTMA</b>	Zona Termo-Mecanicamente Afetada



# INTRODUÇÃO

## 1.1 Contexto e Motivação

A necessidade de redução do peso de componentes nas indústrias automóvel, aeroespacial, naval e militar tem potenciado a utilização de materiais menos densos que o aço, como o alumínio e o magnésio, em componentes estruturais. Todavia, estes materiais têm uma resistência mecânica inferior à do aço, logo é necessário modificar a sua microestrutura, de forma que a resistência mecânica aumente sem que a densidade se altere significativamente. O Processamento por Fricção Linear (PFL) é uma tecnologia que pode ser utilizada para se atingir esse objetivo, uma vez que permite refinar o tamanho de grão e produzir Compósitos de Matriz Metálica (CMM) [1,3].

Em 2003, este processo foi utilizado pela primeira vez para produzir CMM, em que foram adicionadas partículas funcionais. Este projeto teve como motivação o facto de que materiais metálicos reforçados com micropartículas cerâmicas demonstrassem ter maior rigidez e maior resistência ao desgaste, em comparação com aqueles que não foram reforçados [1]. Apesar da elevada variedade de técnicas utilizadas na realização de ensaios de PFL, que se encontram descritas na literatura, não existe nenhuma que garanta uma distribuição tridimensional das partículas de reforço [2].

Com o objetivo de colmatar esta lacuna do PFL, começou a ser desenvolvida na Unidade de Investigação e Desenvolvimento em Engenharia Mecânica e Industrial (UNIDEMI) da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa (FCT-UNL) uma nova variante do PFL, designada *Upward Friction Stir Processing* (UFSP). Esta nova técnica permite obter uma distribuição mais uniforme e tridimensional das partículas de reforço na matriz metálica dos compósitos formados [2]. Esta dissertação tem como principal motivação contribuir para o aprofundamento desta tecnologia mecânica.

## 1.2 Objetivos

Os principais objetivos inerentes à realização da presente dissertação são:

- Estudo da viabilidade da produção de materiais compósitos bimetálicos reforçados com micropartículas por UFSP através da validação experimental, uma vez que apenas a produção de materiais monometálicos foi validada;
- Desenvolvimento dos parâmetros de processo (velocidades de avanço e rotação, ordem de sobreposição das chapas e relação do diâmetro do *shoulder*/diâmetro do pino) que permitam obter compósitos com distribuição das partículas mais homogênea;
- Caracterização dos compósitos bimetálicos produzidos através de diferentes técnicas de inspeção (microscopia ótica, correntes induzidas, microdureza de Vickers e microscopia eletrônica de varrimento);
- Aprofundamento dos conhecimentos sobre a tecnologia UFSP.

## 1.3 Estrutura do Documento

O presente documento encontra-se dividido em 6 capítulos.

O presente capítulo corresponde à Introdução, onde são apresentados o tema, o contexto e a motivação da dissertação. Além disso são descritos os objetivos do trabalho e a estrutura do relatório da dissertação.

O segundo capítulo é dedicado à revisão do Estado da Arte do processo UFSP. Inicialmente descreve-se o Processamento por Fricção Linear, o seu princípio físico e algumas das suas tipologias mais comuns. Posteriormente, aborda-se o processo UFSP e as suas potencialidades. Como ainda não existem artigos publicados na literatura sobre a produção de compósitos bimetálicos por UFSP, estabeleceu-se um paralelismo com um processo tecnológico análogo - Soldadura por Fricção Linear de juntas sobrepostas dissimilares.

No terceiro capítulo é descrita a metodologia experimental e os materiais utilizados nos ensaios experimentais. Aborda-se as propriedades mecânicas dos materiais utilizados (materiais base e partículas de reforço) e descreve-se o equipamento utilizado para a realização dos ensaios experimentais e o seu sistema de fixação.

No quarto capítulo são descritos os parâmetros de todos os ensaios experimentais realizados durante a dissertação. Além disso também é feita uma análise das macrografias e micrografias dos ensaios mais relevantes, que foram obtidas através de microscopia óptica.

No quinto capítulo é apresentada a caracterização experimental das amostras produzidas. Para tal recorreu-se a medições de microdureza, ensaios de correntes induzidas e à microscopia eletrónica de varrimento (MEV).

No sexto capítulo são apresentadas as principais conclusões da dissertação e as propostas de trabalhos futuros relacionados com a tecnologia UFSP.



## REVISÃO DO ESTADO DA ARTE

### 2.1 Processamento por Fricção Linear

O Processamento por Fricção Linear (PFL) é um processo tecnológico termomecânico, onde é utilizada uma ferramenta cilíndrica rotativa não consumível, que penetra no material a ser processado e percorre uma trajetória definida (movimento de translação). O PFL permite produzir compósitos de matriz metálica (CMM), através da incorporação de partículas funcionais numa matriz metálica. A fricção entre o material e a ferramenta gera calor, o que irá fazer com que o material atinja um estado visco-plástico durante o processamento. Além disso, o movimento rotativo da ferramenta irá provocar deformação plástica localizada intensa. A combinação de deformação plástica com aumento de temperatura resulta em fenómenos de recristalização dinâmica e, conseqüente, refinamento de grão (maior número de limites de grão). O princípio de funcionamento do PFL é análogo ao da SFL, logo o processamento do material é feito no estado sólido e a temperatura de fusão nunca é atingida [3–5]. A ferramenta de PFL, tal como se encontra representada na Figura 2.1 é constituída por um pino e pelo *shoulder*. Os principais parâmetros do processo são as velocidades de rotação e de avanço da ferramenta, a força axial exercida pela ferramenta, o ângulo de inclinação e a profundidade de penetração da ferramenta. Aspectos relacionados com a geometria da ferramenta, tais como o seu diâmetro ou a geometria do pino, também têm uma influência extremamente importante durante o processo [1,6].



Figura 2.1 - Exemplo de uma ferramenta utilizada no PFL. [1]

### 2.1.1 Microestrutura do PFL

Na Figura 2.2 encontra-se representada de forma esquemática a secção típica de uma chapa que tenha sido processada por PFL. Devido aos efeitos termomecânicos provocados pela rotação da ferramenta, identificam-se o *nugget*/zona processada (ZP), a zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) e a zona termicamente afetada (ZTA). O calor gerado pela rotação da ferramenta e a deformação plástica severa levam à formação de uma distribuição de microestruturas não homogêneas nas diferentes zonas [7].

No *nugget*, o aumento local da temperatura provocado pela fricção interna entre a superfície da chapa e o *shoulder*, aliado às elevadas tensões, resulta na formação de grãos homogêneos equiaxiais e na dissolução de precipitados. Nesta zona, a dureza é superior à da ZTMA mas pode ser menor que a dureza do material base [8].

Na ZTMA, adjacente ao *nugget*, a deformação e o aumento de temperatura não são suficientes para a ocorrência de recristalização. Ainda assim, ocorre deformação do grão devido à intensa deformação plástica, que leva a um alongamento do grão [8]. Na ZTA não há deformação plástica, no entanto, nesta zona o material é afetado pela temperatura resultante da fricção. O tamanho do grão na ZTA é superior ao tamanho do grão do material de base e também foi verificado que o tamanho do grão é maior no lado em avanço do que no lado em retrocesso [9]. Na zona não afetada pelo processamento, o material mantém as suas propriedades originais.

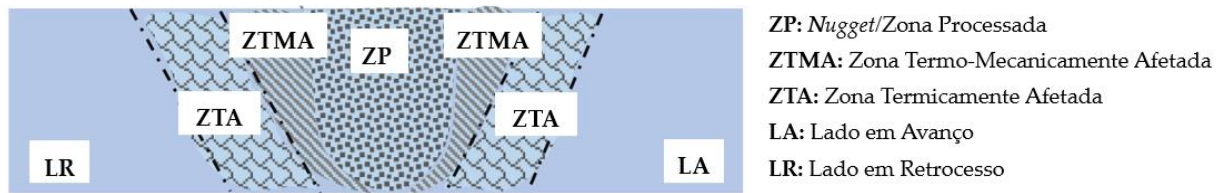


Figura 2.2 - Representação esquemática da vista de corte de uma chapa processada por PFL [7].

## 2.1.2 Geometria da Ferramenta

Uma vez que a fricção entre a ferramenta e a peça de trabalho é importante na geração de calor, pode-se concluir que dois dos parâmetros mais importantes no processo são a geometria e diâmetro do *shoulder* [10]. Na Figura 2.3 estão representadas algumas das geometrias mais comuns dos *shoulders* das ferramentas de PFL.

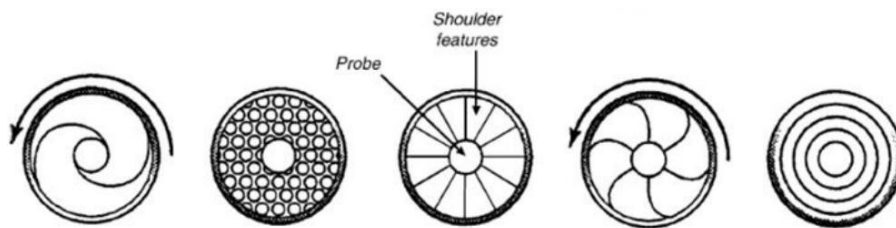


Figura 2.3 - Diferentes geometrias de *shoulder* da ferramenta de PFL [10]

A principal função do pino é proporcionar a deformação plástica e assegurar a mistura do material que se encontra no estado viscoplástico. Existem diversas geometrias de pinos: cilíndricos, quadrados, triangulares, entre outros (Figura 2.4). Estas diferentes geometrias têm uma grande influência no escoamento de material. Assim sendo, consoante a geometria do pino utilizado, as regiões processadas irão apresentar diferentes microestruturas e propriedades mecânicas [10].

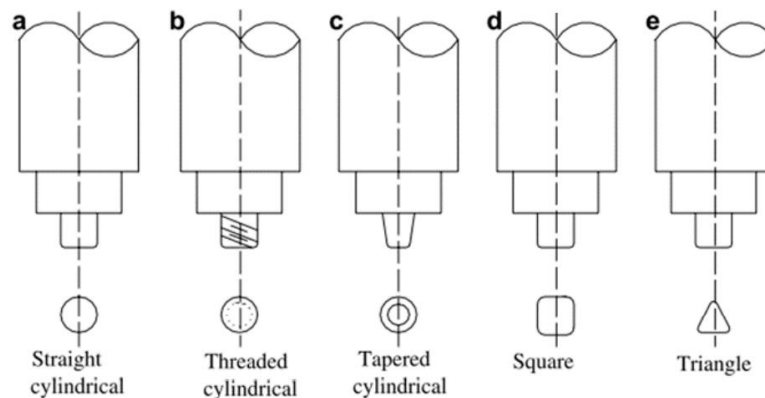


Figura 2.4 - Diferentes tipos de pinos utilizados nas ferramentas de PFL [11]

### 2.1.3 Velocidade de Rotação e Avanço

Tanto a velocidade de rotação da ferramenta ( $\omega$ ), como a velocidade de avanço ( $v$ ) da ferramenta têm influência na deformação plástica imposta no material e, por conseguinte, no calor gerado. Empiricamente, são aceites dois conceitos: processamento a frio e a quente. Processamento a frio ocorre quando a relação entre a velocidade de rotação e de avanço é inferior a 3 rev/mm, enquanto o processamento a quente é quando essa relação é superior a 6 rev/mm [12]. O aumento da velocidade de rotação provoca um aumento da deformação plástica e do calor gerado, o que por sua vez permite uma melhor mistura de material e a obtenção de grãos mais refinados. Por outro lado, a velocidade de avanço influencia o tempo de exposição ao calor gerado pela fricção, o que afeta a viscosidade do material [13].

Num estudo realizado em que se reforçou uma liga de magnésio AZ91 com partículas de SiC, analisaram-se os parâmetros para se produzir um compósito de matriz metálica com poucos defeitos (Figura 2.5). Verificou-se que para velocidades de rotação mais elevadas é possível aumentar a velocidade de avanço, garantindo que o rácio de velocidades ( $\omega/v$ ) permaneça aproximadamente constante [14].

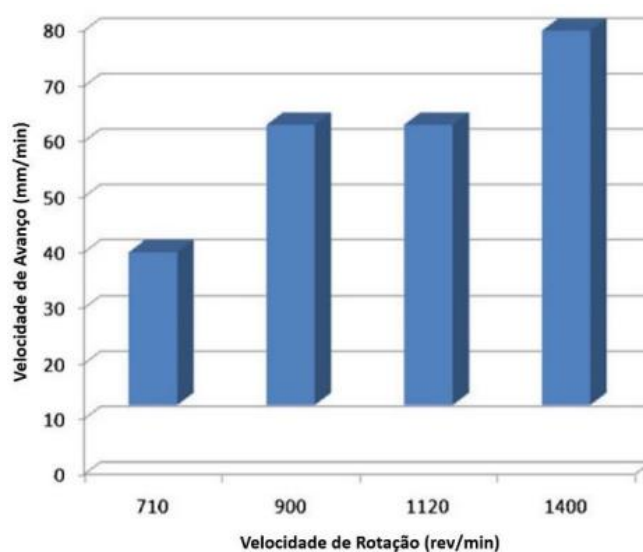


Figura 2.5 - Relação de velocidades que permitiram reduzir os defeitos nos ensaios de PFL da liga AZ91 [14, 30]

## 2.1.4 Diferentes Tipologias de PFL

Em 2003, a tecnologia PFL foi utilizada pela primeira vez para produzir compósitos de matriz metálica em que foram adicionadas partículas funcionais. Este projeto teve como motivação o facto de que materiais metálicos reforçados com cerâmicos demonstrassem ter maior rigidez e maior resistência ao desgaste, em comparação com aqueles que não foram reforçados. Para a produção destes compósitos utilizou-se uma chapa de alumínio 5083, sobre a qual foram colocadas partículas de carboneto de silício (SiC) misturadas com metanol, de forma a obter-se uma camada de partículas na superfície que iria ser processada. Na Figura 2.6 encontra-se uma representação simplificada da montagem utilizada. Em relação à velocidade de avanço, percebeu-se que, para valores na ordem dos 100 mm/min, a incorporação do SiC no alumínio não era relevante. Para uma velocidade de 25,4 mm/min já se obteve uma boa incorporação das partículas [3],

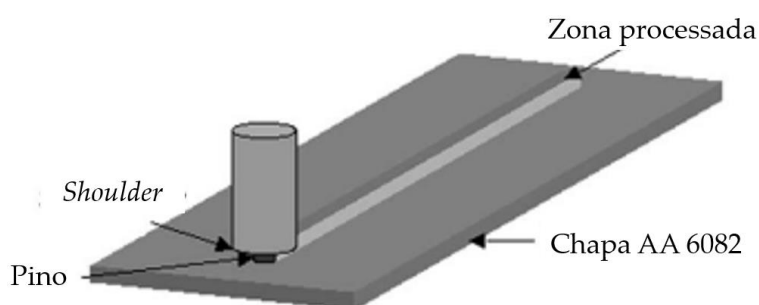


Figura 2.6 - Esquema representativo do primeiro ensaio de PFL para produção de CMM [3]

Existem exemplos de outras metodologias para se produzir CMM através do PFL. Um dos métodos mais comuns é através da realização de furos cegos que são feitos na chapa, nos quais serão inseridas as partículas. Na Figura 2.7 encontra-se representada a montagem de um ensaio experimental, em que a uma chapa constituída pela liga de alumínio 7075 foram adicionadas partículas funcionais de  $B_4C$  através da técnica de PFL. Os furos tinham um diâmetro de 2 mm e foram realizados em grupos de 4 e distribuídos em ziguezague. Foram utilizadas duas ferramentas diferentes: a primeira não tinha pino e foi utilizada para fechar a superfície dos furos, garantindo que não havia dispersão das partículas durante o processamento; a segunda era uma ferramenta convencional, com pino roscado, e foi a responsável pela incorporação das partículas na matriz metálica [15].

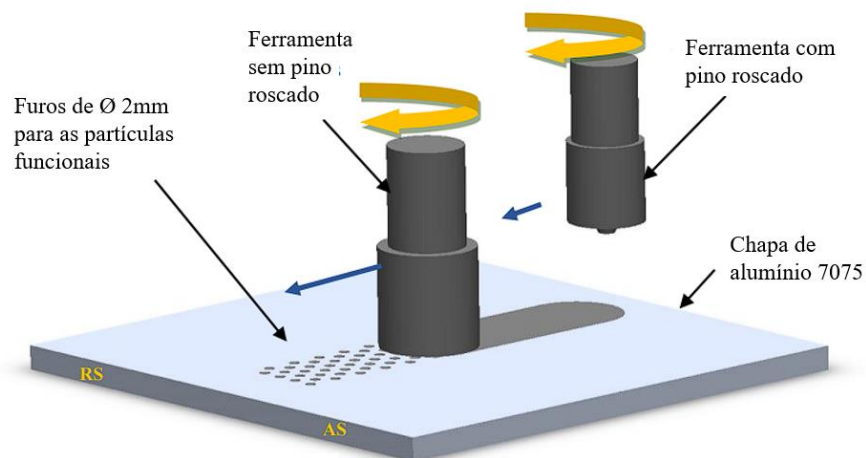


Figura 2.7 - Esquema representativo de um processo de PFL com furos [15].

Outra metodologia comum utilizada no PFL é a adição de partículas funcionais num rasgo feito por uma fresa na chapa, antes de esta ser processada. Foram realizados diferentes ensaios experimentais, onde se testaram 6 diferentes montagens, de forma a perceber aquelas em que se obtinham melhores resultados. Os provetes eram chapas de alumínio 6063 e as partículas adicionadas eram de SiC. Na Figura 2.8 estão representadas as 6 montagens diferentes: (a) aplicação direta de SiC; (b) rasgo de 2 mm em que o centro da ferramenta corresponde ao centro do rasgo; (c) com rasgo em que a ferramenta tem um *offset* de 1 mm na direção de retrocesso da ferramenta; (d) rasgo em que a ferramenta tem um *offset* de 1 mm na direção de avanço da ferramenta; (e) com furos realizados em linha reta, cujo centro coincide com o da ferramenta; (f) furos com um padrão em ziguezague coincidentes com o centro da ferramenta [16].

Os ensaios experimentais permitiram concluir que, a montagem que combina o rasgo com um *offset* da ferramenta na direção de retrocesso (montagem c) foi aquela que permitiu obter uma distribuição mais homogênea de partículas e uma maior área de refinamento de grão sem defeitos. Chegou-se à conclusão que o valor ótimo do *offset* correspondia a metade do raio do pino da ferramenta [16].

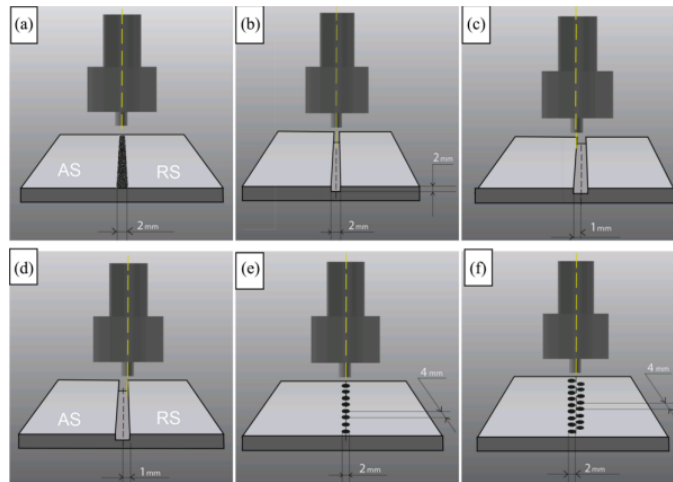


Figura 2.8 - Montagens utilizadas para se estudar qual a mais eficaz na realização de PFL [16]

Os dois exemplos ilustrados na Figura 2.9 mostram a realização de ensaios de PFL, em que as partículas foram adicionadas no rasgo das chapas inferiores. No caso representado em a) os rasgos tinham uma secção retangular, enquanto em b) estes eram triangulares. Por cima foi colocada uma chapa de cobertura com cerca de 20% da espessura da placa inferior, para evitar a dispersão das partículas durante o processamento. No caso a) utilizaram-se duas ligas de alumínio, que apesar de diferentes tinham uma composição química semelhante, e em b) as chapas superiores e inferiores eram constituídas por uma liga de alumínio e cobre [17,18].

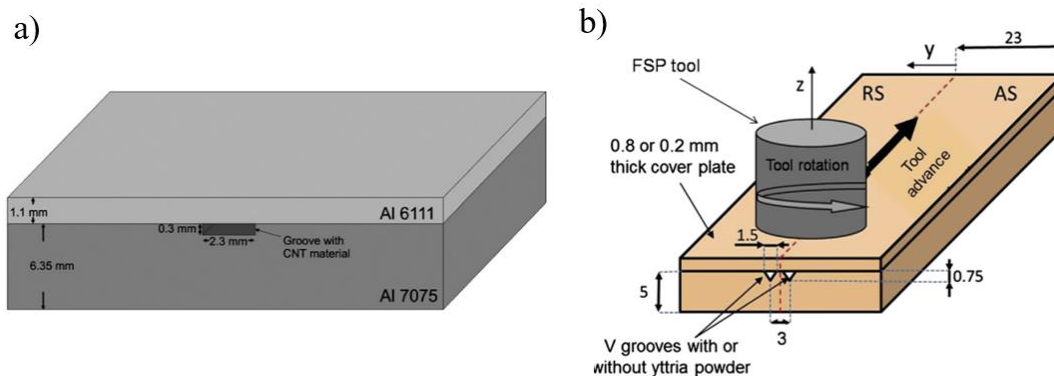


Figura 2.9 - Ensaio de PFL com uma chapa de cobertura em que se utiliza: a) rasgo de secção retangular, b) rasgo de secção triangular [17,18]

O *Friction Stir Additive Manufacturing* (FSAM) é um processo tecnológico recente que também pode ser utilizado para produzir CMM e que combina as tecnologias de Processamento por Fricção Linear com o fabrico aditivo [19,20]. Neste processo, à medida que as chapas vão sendo processadas, adiciona-se uma camada superior até se atingir a altura pretendida, tal como está representado na Figura 2.10. a). Na Figura 2.10. b) está representado um ensaio

experimental de FSAM em que foi produzido um CMM através da incorporação de pó de cobre numa matriz de alumínio. O pó de cobre foi inserido nos furos passantes realizados na chapa superior [4].

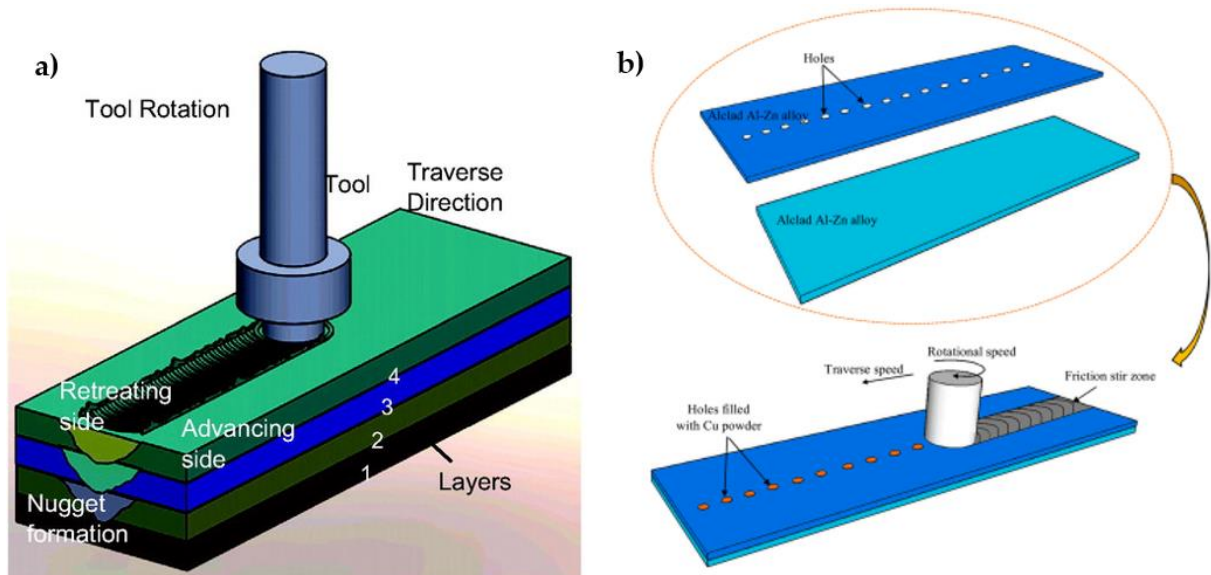


Figura 2.10 - a) Esquema representativo do processo FSAM; b) Produção de CMM através do FSAM [4,19]

O PFL destaca-se de outros processos tecnológicos concorrentes para produzir CMM que envolvam a fusão de material, tais como revestimento a laser, fundição, manufatura aditiva por arco elétrico com adição de partículas no banho de fusão, entre outros [21–23]. Uma das principais vantagens do PFL é que, sem haver fusão do material, evita-se a formação de compostos frágeis durante o arrefecimento. Outra vantagem é a possibilidade de se incorporarem partículas funcionais com propriedades anticorrosivas numa matriz metálica, sem que estas percam as suas qualidades, uma vez que o componente ativo destas partículas pode ser anulado a temperaturas muito elevadas [24]. Além disso o consumo energético é menor, porque é necessário fornecer uma menor quantidade de energia para se processar o material (utilizam-se temperaturas inferiores à de fusão) [25].

Além da produção de CMM, o PFL também já foi utilizado para se obter superplasticidade em chapas de liga de magnésio AZ31, através de processamento no estado sólido [26].

## 2.2 *Upward Friction Stir Processing*

Na literatura científica verifica-se que não existem variantes de PFL que garantam uma distribuição tridimensional e uniforme das partículas funcionais. A maioria dos processos promovem a produção de CMM superficiais [3] e aqueles que ambicionavam uma distribuição ao longo do volume acabaram por ter uma distribuição não uniforme das partículas [17,18]. Em 2021 foi descrita e apresentada uma nova variante do PFL designada *Upward Friction Stir Processing* (UFSP). A inovação introduzida por esta variante é a produção de CMM, através da dispersão das partículas funcionais numa matriz metálica com um fluxo de sentido ascendente, o que permite uma distribuição uniforme e tridimensional. Por oposição ao UFSP, todas as variantes de PFL mencionadas anteriormente promoviam um fluxo descendente das partículas funcionais. O sentido das partículas de baixo para cima foi conseguido através da utilização de uma ferramenta com uma rosca esquerda que tinha rotação no sentido anti-horário. O mesmo efeito poderia ter sido conseguido através de uma ferramenta com rosca direita e rotação no sentido horário [2]. A qualidade dos CMM produzidos tem uma forte dependência da incorporação das partículas [11]. É importante salientar que, sendo o UFSP um processo derivado do PFL, os princípios físicos associados ao PFL e descritos no subcapítulo 2.1 também se aplicam ao UFSP.

Para validação experimental do UFSP foram introduzidas partículas de SiC entre duas chapas constituídas pela mesma liga de alumínio 7075-T651, designadas chapas superior e inferior. Entre as duas chapas utilizou-se um espaçador, que tinha como função evitar a dispersão de partículas e que era um material com rigidez baixa e elevada resistência térmica. O processo para uma ferramenta com um pino com rosca esquerda encontra-se representado de forma esquemática na Figura 2.11. Embora o objetivo principal do UFSP seja a produção de CMM, acaba-se por verificar a ligação entre as chapas superior e inferior [2].

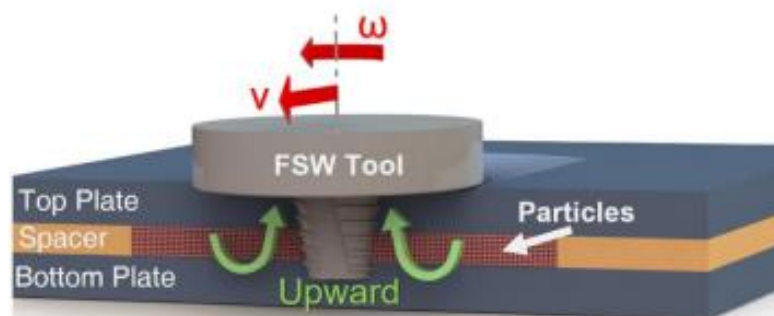


Figura 2.11 - Representação esquemática do processo de UFSP [2].

Foi utilizada uma ferramenta de aço H13, com um *shoulder* côncavo de 16 mm de diâmetro e um pino cônico de rosca esquerda com 6 mm de diâmetro e 6 mm de comprimento. Em todos os ensaios utilizou-se um ângulo de inclinação da ferramenta de 1°, velocidade de rotação igual a 900 rev/min e velocidade de avanço de 180 mm/min. Os parâmetros que variaram ao longo dos ensaios experimentais, de forma a perceber o seu impacto no produto final, foram: o sentido de rotação da ferramenta (horário ou anti-horário), o número de passagens da ferramenta e o *offset* entre cada passagem [2]. Os outros parâmetros não variaram, porque já tinham sido realizados ensaios num outro estudo com o objetivo de perceber quais os melhores parâmetros e a sua influência na eficiência energética do processo [27].

As macrografias da Figura 2.12 comparam a distribuição de partículas num ensaio de UFSP de fluxo ascendente (a) com um ensaio convencional de fluxo descendente (b). Em ambos os casos apenas se realizou uma passagem da ferramenta sem *offset*. É perceptível que a utilização do UFSP promove uma distribuição mais uniforme das partículas, em comparação com o ensaio convencional. Todavia, a distribuição não é inteiramente homogênea, uma vez que foi melhor conseguida no lado em avanço da ferramenta. O ensaio PFL convencional gerou defeitos em forma de “gancho”, típicos da SFL de juntas sobrepostas [2,28].

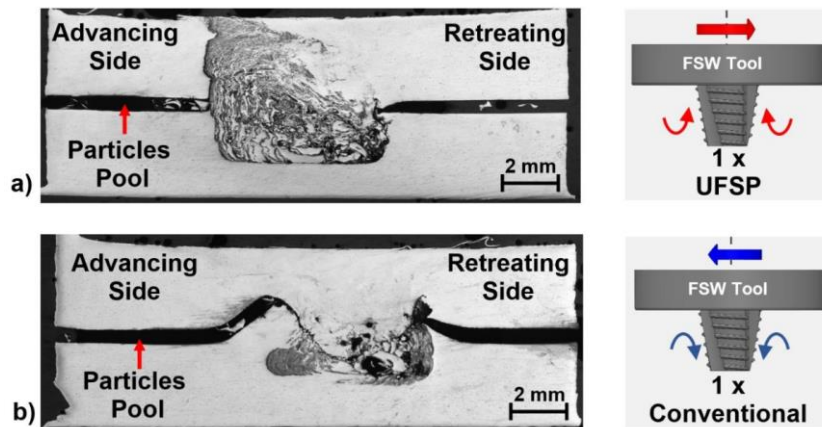


Figura 2.12 – Macrografia dos ensaios com 1 passagem da ferramenta a) UFSP; b) convencional [2]

Na Figura 2.13 está representada a macrografia do ensaio experimental em que foram realizadas 6 passagens da ferramenta com um *offset* de 1 mm no sentido do lado em retrocesso. Os resultados obtidos mostraram mais uma vez que as partículas ficaram predominantemente colocadas no lado em avanço. Também se verificou a formação de um

vazio na chapa inferior no lado em retrocesso. Apesar da dimensão do defeito, este acaba por não ser um problema crítico, uma vez que o objetivo do UFSP não é ligar as duas chapas, mas sim produzir pequenos componentes de grande valor acrescentado. Assim sendo, após os CMM terem sido obtidos, estes ainda podem ser maquinados de forma a eliminar as zonas com defeito e a serem produzidos os componentes finais [2].

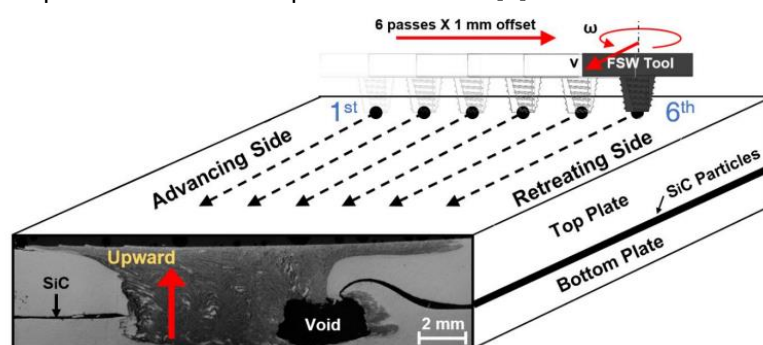


Figura 2.13- Macrografia do ensaio com 6 passagens e *offset* de 1 mm [2]

No desenvolvimento do processo UFSP, também já foram realizados ensaios com o objetivo de produzir materiais com gradientes de funcionalidade. Para este efeito utilizaram-se partículas de WC e Fe. Os ensaios foram realizados com *offset* de 1 mm, espaçamento de 0,5 mm e velocidades de rotação e avanço de 900 rev/min e 180 mm/min, respetivamente. Na Figura 2.14 é possível observar uma representação esquemática do posicionamento das partículas utilizada nos ensaios. O processo UFSP permitiu alcançar uma mistura homogénea de ambas as partículas, não sendo evidente a distinção entre os dois tipos de partículas. Através da análise por microscopia ótica, das medições da permeabilidade magnética e condutividade elétrica, não foi possível concluir se houve, de facto, uma variação gradual das partículas de Fe e de WC [29].

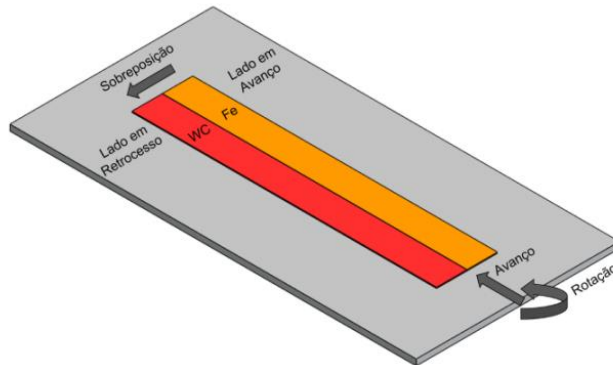


Figura 2.14 - Representação esquemática do posicionamento das partículas de reforço para produção de materiais com gradiente de funcionalidade [11].

O estudo mais recente no âmbito do desenvolvimento da tecnologia UFSP foi o processamento no estado sólido de magnésio com partículas bioativas. A principal conclusão que foi possível retirar da realização deste trabalho é de que o processamento da liga de magnésio AZ31B é de difícil execução com a utilização de base refrigerada. O fator crucial para o sucesso do processo foi a fixação das duas chapas com grampos, uma vez que quanto mais constrangido era o conjunto, mais estável foi o processo [30].

A razão de velocidades que garantiu a maior estabilidade ao processo foi de 3,11 rev/mm, com  $\omega = 560$  rev/min e  $v = 180$  mm/min. A ferramenta constituída por um pino cilíndrico roscado de 5 mm de diâmetro e por um *shoulder* de 19 mm de diâmetro, foi a que garantiu o maior confinamento do material durante o processamento e a maior reprodutibilidade do processo. O tamanho de grão apresentou dimensões mais reduzidas nos ensaios com refrigeração quando comparado com os ensaios sem refrigeração. A incorporação e distribuição de partículas de HA foi mais homogênea nos ensaios sem refrigeração, tal como se pode observar na Figura 2.15.

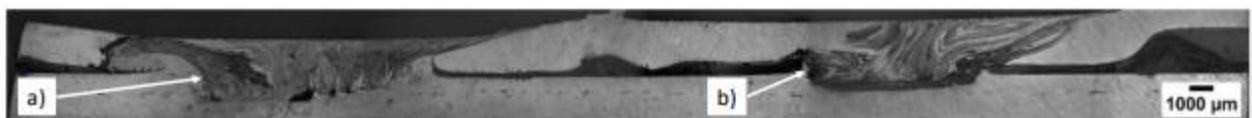


Figura 2.15 - Macrografia do compósito de magnésio obtido por UFSP com (a) e sem refrigeração (b) [30]

## 2.3 Soldadura por Fricção Linear de Juntas Sobrepostas Dissimilares

A Soldadura por Fricção Linear (SFL) foi desenvolvida em 1991 pelo *The Welding Institute* (TWI). O interesse pela SFL advém da possibilidade de ligar metais que são difíceis de soldar por processos de soldadura por fusão convencionais, como por exemplo o alumínio e o magnésio [31,32]. Este processo pode ser equiparado à produção de compósitos bimetálicos por UFSP, uma vez que em ambos se verifica a ligação de duas chapas metálicas dissimilares. Na Figura 2.16 está representado, de forma simplificada, o exemplo de um processo de SFL de juntas dissimilares sobrepostas [33].

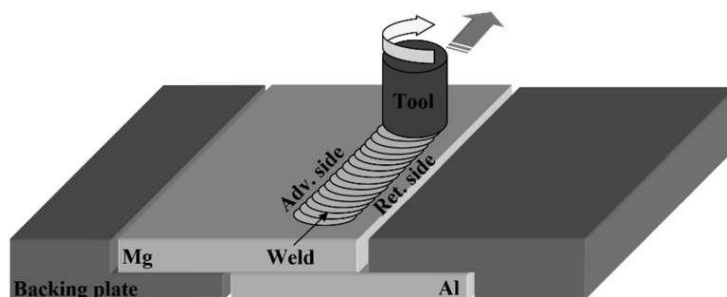


Figura 2.16 - Representação de um processo de SFL de juntas dissimilares sobrepostas [33]

Num estudo sobre esta tecnologia soldaram-se duas chapas da liga de alumínio ADC12 (norma ASTM) e liga magnésio MAX602 (norma ASTM). Obtiveram-se melhores resultados nos casos em que a liga de magnésio foi utilizada como a chapa inferior e a soldadura apresentou uma maior resistência mecânica para velocidades de avanço mais elevadas. Para uma velocidade de rotação da ferramenta de 1000 rev./min e velocidade de avanço de 50 mm/min, obteve-se a resistência ao corte da junta mais elevada. Isto deve-se ao facto de o alumínio ter uma maior capacidade de deformação plástica do que o magnésio, favorecendo a formação de uma geometria curva na interface que por sua vez aumenta a resistência ao corte da soldadura [34].

Num caso de estudo diferente foram ligadas duas chapas dissimilares da liga de alumínio 1100 e de uma liga de magnésio comercial pura (99,5% de Mg). Foram realizados vários ensaios experimentais com diferentes combinações de velocidades. A velocidade de avanço variou entre 40 e 160 mm/min, enquanto a velocidade de rotação variou entre 400 e 2000 rev/min. Durante o estudo verificaram-se diferentes tipos de defeitos superficiais

(rebarba excessiva e fissuras superficiais) e internos (vazios). Os defeitos superficiais podem ter sido causados pelo excesso de penetração da ferramenta ou pela excessiva força vertical exercida pela ferramenta. Para valores de rotação inferiores a 1200 rev/min verificou-se a existência de vazios com dimensões consideráveis.

Chegou-se à conclusão de que velocidades de avanço mais elevadas provocaram uma diminuição do calor transferido para a peça, que por sua vez diminuiu o escoamento de material e aumentou a probabilidade de existência de defeitos na soldadura. Por outro lado, velocidades de rotação elevadas promoveram uma maior mistura dos materiais a ligar e por isso as condições da soldadura foram melhores. Os ensaios com defeitos minimizados foram obtidos para as velocidades 1600 rev/min e 40/80 mm/min [33].

## METODOLOGIA EXPERIMENTAL

### 3.1 Caracterização dos Materiais Base

Foram utilizados três materiais diferentes nos ensaios experimentais realizados: liga de alumínio 6082 - T651, liga de alumínio 7075 - T651 e a liga de magnésio AZ31B. As chapas das ligas de alumínio tinham 3 mm de espessura, enquanto as de magnésio tinham 4 mm. Como a liga de alumínio 6082 ainda não tinha sido caracterizada em trabalhos anteriores, foi necessário proceder-se à sua caracterização. Na

Tabela 3.1 está representada a composição química da liga de alumínio 6082, de acordo com a ficha técnica fornecida pelo fabricante (Lamena) e o *website* MATWEB. Nas Tabelas 3.2 e 3.3 estão representadas as composições químicas das ligas de alumínio 7075 e magnésio AZ31B, cuja caracterização já tinha sido realizada em dissertações anteriores [27,29,30].

Tabela 3.1 - Composição química da liga de alumínio 6082 - T651

Elementos	Peso (%)
Al	95,4-98,3
Si	0,7-1,3
Mg	0,6-1,2
Mn	0,4-1
Fe	≤ 0,5
Cr	≤ 0,25
Zn	≤ 0,2
Ti	≤ 0,1
Cu	≤ 0,1

Tabela 3.2 - Composição química da liga de alumínio 7075 - T651

Elementos	Peso (%)
Al	87,1-91,4
Zn	5,1-6,1
Mg	2,1-2,9
Cu	1,2-2,0
Fe	≤ 0,5
Si	≤ 0,4
Mn	≤ 0,3
Si	≤ 0,4
Ti	≤ 0,2

Tabela 3.3 - Composição química da liga de magnésio AZ31B

Elementos	Peso (%)
Mg	96,5-95,0
Al	3,5-2,5
Zn	1,4-0,6
Mn	≤ 0,2
Si	≤ 0,1
Cu	≤ 0,05
Ca	≤ 0,04
Fe	≤ 0,01
Ni	≤ 0,01

No âmbito da caracterização da liga de alumínio 6082 - T651, foram realizadas medições da dureza Vickers em três planos diferentes, com o propósito de verificar se esta apresentava alguma variação em algum plano e qual o seu valor médio. Foram realizadas cinco indentações em cada plano, com uma carga de 0.5 kgf e um espaçamento de 1 mm entre centros de indentações. Concluiu-se que a variação dos valores da dureza de Vickers nos três planos não é significativa e que a liga 6082 - T651 apresenta uma dureza média de 118 HV0,5.

Nas Tabelas 3.4, 3.5 e 3.6 encontram-se representadas as propriedades mecânicas dos três materiais base utilizados ao longo da dissertação.

Tabela 3.4 - Propriedades mecânicas da liga de alumínio 6082 - T651, liga de alumínio 7075 T651 e liga de magnésio AZ31B

Propriedades Mecânicas	AA 6082-T651	AA 7075 - T651	Mg AZ31B
Alongamento à Rotura	10%	8%	15%
Condutividade Térmica	170 W/mK	153 W/mK	96 W/mK
Coeficiente de <i>Poisson</i>	0,33	0,33	0,35
Densidade	2700 kg/m <sup>3</sup>	2830 Kg/m <sup>3</sup>	1770 Kg/m <sup>3</sup>
Módulo de <i>Young</i>	70,0 GPa	72,0 GPa	17,0 GPa
Ponto de Fusão	555 °C	475°C	45,0 GPa
Tensão de Cedência	250 MPa	490 MPa	605 - 630°C
Tensão de Rotura	290 MPa	550 MPa	171 MPa
Dureza de Vickers (HV0,5)	118	180	215 MPa

Qualquer um dos materiais base utilizados na dissertação têm uma vasta aplicação industrial. As ligas de alumínio 6082 e 7075 são muito utilizadas em componentes estruturais das indústrias naval, aeronáutica, automóvel, militar, entre outros. As ligas de magnésio também são essenciais na indústria aeronáutica e automóvel [35].

## 3.2 Partículas de Reforço

Foram incorporadas partículas de reforço na matriz metálica durante os ensaios experimentais, com o objetivo de produzir CMM. Foram utilizadas partículas de SiC, que é um material cerâmico de elevada dureza. Quando utilizadas como material de reforço, as partículas de SiC permitem aumentar a dureza da matriz. Os compósitos de matriz metálica em que se incorporam partículas de SiC numa matriz de alumínio podem ser interessantes nas indústrias aeroespacial, automóvel, militar e desportiva [36]. Para o estudo da produção de compósitos bimetálicos através do processo de UFSP, foram introduzidas na matriz metálica partículas de SiC com um grau de pureza de 99.5 % e dimensão aproximada de 7 µm.

### 3.3 Equipamento e Ferramenta

Para a realização dos ensaios de UFSP foi utilizada uma fresadora convencional de 3 eixos, que se encontra no Laboratório de Processos Mecânicos do Departamento de Engenharia Mecânica e Industrial (DEMI) da FCT NOVA (Figura 3.1). A fresadora foi adaptada para fins de investigação e desenvolvimento das tecnologias de estado sólido baseadas na fricção linear. O equipamento permite definir o ângulo de ataque da ferramenta ( $\alpha$ ), o *offset* entre cada passagem da ferramenta, a velocidade de rotação ( $\omega$ ) e de avanço ( $v$ ). A penetração da ferramenta e a força vertical são ajustadas manualmente.

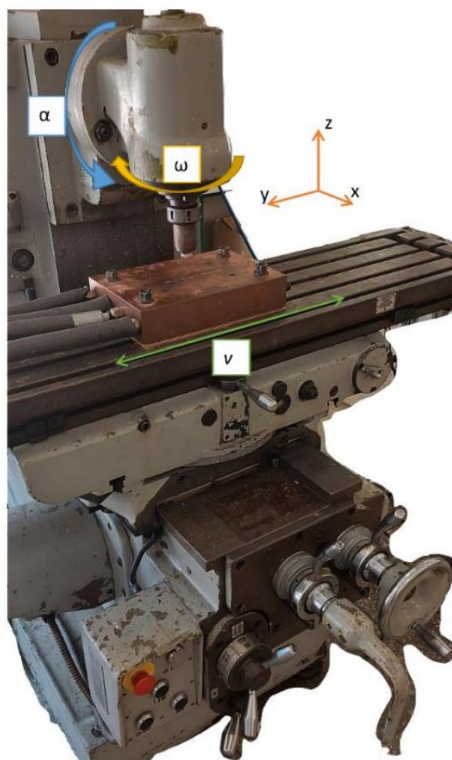


Figura 3.1 - Fresadora utilizada nos ensaios experimentais [30]

A geometria da ferramenta é um aspeto essencial para a execução do processamento. As geometrias do *shoulder* e do pino têm um maior impacto nos resultados obtidos, uma vez que estes componentes da ferramenta estão em contacto direto com o material a processar. [19] Todavia, o corpo da ferramenta também é um elemento importante, visto que tem de resistir aos esforços mecânicos durante o processamento e dissipar parte do calor gerado durante o processo [21]. Nos ensaios experimentais foi utilizada uma ferramenta composta por

três componentes principais: corpo, *shoulder* e pino, tal como se pode observar na Figura 3.2. A ferramenta permite trocar o pino ou o *shoulder* e também permite ajustar a altura do pino (Patente PT N.º 103653). A ferramenta é não consumível e foi produzida em aço H13, cujo principais elementos de liga são o Ferro (91,9% - 89,5%), o Crómio (5,5% - 4,7%) e o Molibdénio (1,7% - 1,3%) [37]. O H13 é um material comumente utilizado na produção de ferramentas de SFL [38].

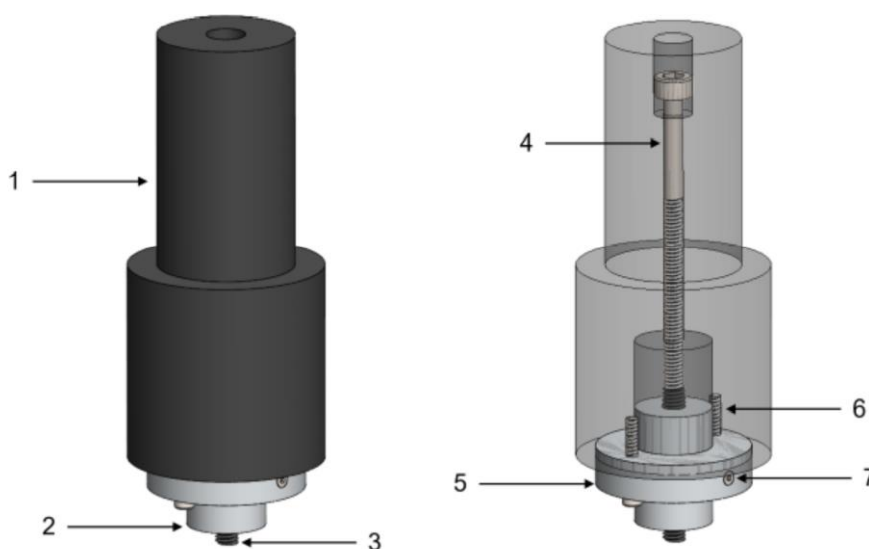


Figura 3.2 - Representação tridimensional da ferramenta utilizada nos ensaios de UFSP [37];

- 1) Corpo da ferramenta; 2) *Shoulder*; 3) Pino; 4) Parafuso para o ajuste da altura do pino; 5) Base embutida; 6) Parafusos de fixação da base; 7) Parafuso de fixação do pino

Durante o procedimento experimental, foi sempre utilizado um *shoulder* côncavo com um diâmetro externo de 19 mm, que permitiu que houvesse compressão e uma acomodação do material expelido no decorrer de cada ensaio. Foram utilizados dois modelos de pino: na maioria dos ensaios recorreu-se a um pino cônico *Triflute*, cuja base tinha um diâmetro de 8 mm; nos ensaios com magnésio foi necessário alterar o tipo de pino e utilizou-se um pino cilíndrico roscado facejado com 5 mm de diâmetro. Ambos os pinos apresentam rosca esquerda, e uma vez que a ferramenta operou com uma rotação no sentido anti-horário durante os ensaios, permitiu que houvesse um fluxo ascendente do material base. Na Figura 3.3 estão representados os dois tipos de pinos utilizados e o *shoulder* côncavo com 19 mm de diâmetro. Na Figura 3.4 está representada a ferramenta fixa na fresadora.

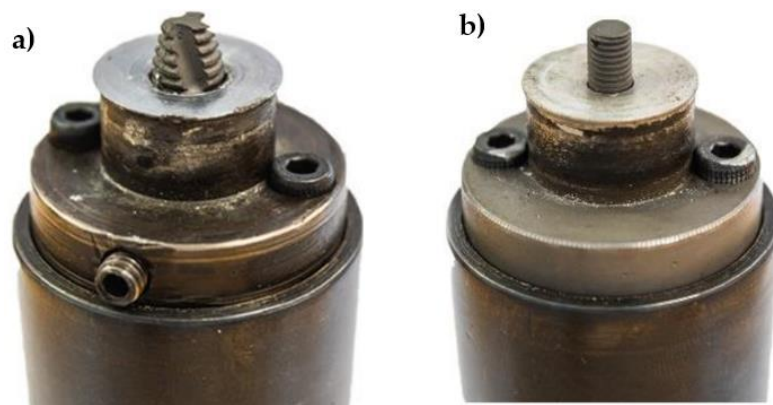


Figura 3.3 - a) Pino *Triflute* com 8 mm de diâmetro; b) pino cilíndrico roscado com 5 mm de diâmetro [30]



Figura 3.4 - Ferramenta montada na fresadora [30]

### 3.4 Sistema de Fixação

Foram colocadas 6 camadas de fita Kapton para limitar a altura e as dimensões da região de partículas. Isto equivale a uma altura de partículas de 0,4 mm. Utilizou-se um molde impresso em PLA para marcar os furos com uma caneta. Os furos, utilizados para fixar as chapas no suporte, foram feitos num engenho de furar e tinham um diâmetro de 12 mm. Na Figura 3.5 estão representadas as dimensões das chapas utilizadas e da região de partículas.

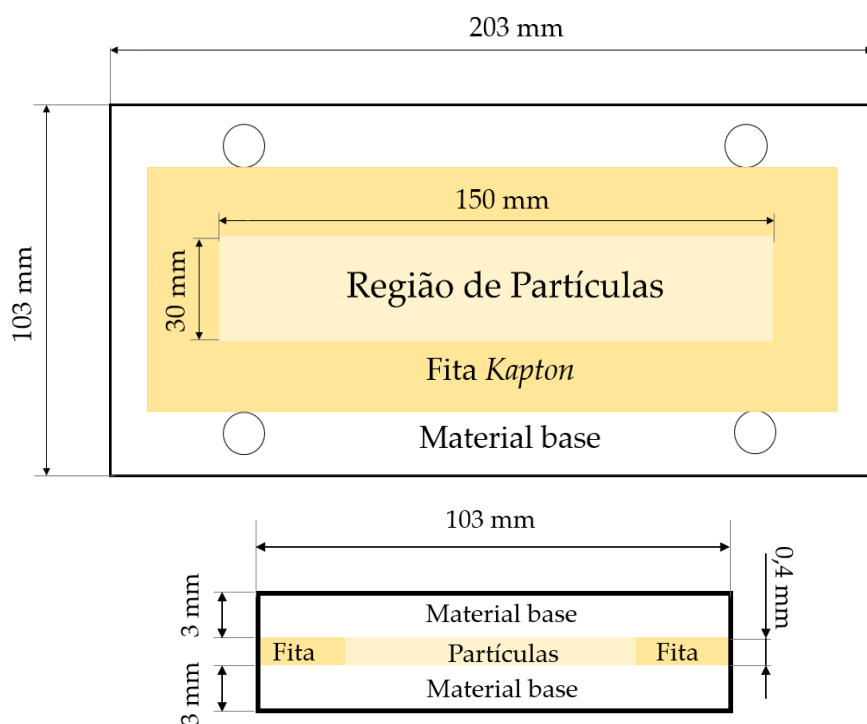


Figura 3.5 - Dimensões das chapas utilizadas e da piscina de partículas [2]

Todos os ensaios de UFSP foram realizados com o sistema de fixação representado na Figura 3.6, com exceção dos ensaios com a liga de magnésio em que, além desse sistema, também se utilizaram grampos, tal como se pode observar na Figura 3.7. O sistema de fixação é constituído por uma base de cobre, que foi projetada para permitir que os ensaios possam ser realizados com refrigeração. A base de cobre também permite que haja monitorização da temperatura através da utilização de termopares (não foi utilizado nesta dissertação).

Para evitar o empenamento das chapas metálicas, durante a realização dos ensaios, foram utilizadas duas fitas de cobre entre as mesmas (uma de cada lado) e ainda foi utilizado um cabedal de aço a comprimi-las. Tanto as chapas de alumínio como o cabedal em aço foram fixos à base de cobre com o auxílio de quatro parafusos.

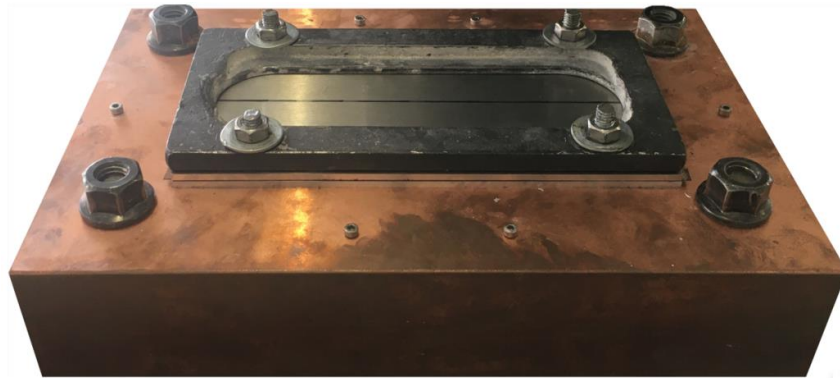


Figura 3.6 - Sistema de fixação utilizado nos ensaios experimentais [30]



Figura 3.7 - Sistema de fixação com grampos nos ensaios de UFSP com a liga de magnésio

## ENSAIOS EXPERIMENTAIS

Todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente. Nos ensaios em que se realizou mais do que uma passagem, recorreu-se à base refrigerada para garantir o arrefecimento das chapas entre as sucessivas passagens da ferramenta até uma temperatura próxima da ambiente.

As dimensões das chapas de alumínio (ligas 6082 e 7075) eram 203x 103 mm e tinham uma espessura de 3 mm. As chapas de magnésio AZ31B tinham dimensões de 203x 103 mm e uma espessura de 4 mm. As chapas da liga de alumínio 7075 e da liga de magnésio AZ31B tinham a direção de laminagem paralela ao comprimento. A direção de laminagem nas chapas da liga de alumínio 6082 era transversal ao seu comprimento.

Para se avaliar a qualidade do compósito produzido, numa fase inicial, verificou-se se a zona processada tinha defeitos superficiais. Posteriormente procedeu-se ao corte das várias secções representadas na Figura 4.1 a), através do serrote mecânico. As secções transversais A1 e A3 foram embutidas em resina, tal como representado na Figura 4.1 b), para se poder analisar visualmente o interior do compósito produzido através de microscopia ótica. Isto permitiu perceber como as partículas se tinham incorporado na matriz metálica ou se se tinham formado defeitos internos. A secção A2 foi utilizada para uma caracterização mais detalhada do compósito, através de correntes induzidas e medições de dureza de Vickers, tal como se encontra explícito no Capítulo 5.

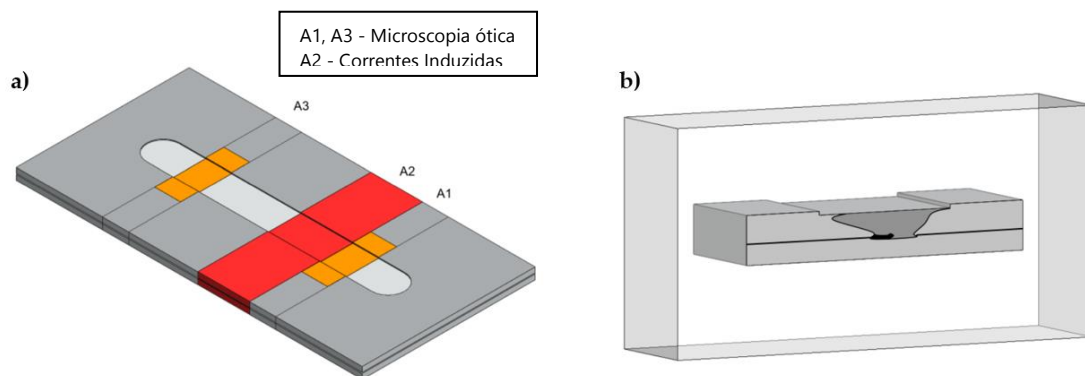


Figura 4.1 - a) Secções analisadas nos compósitos produzidos; b) Secção embutida em resina para caracterização microscópica [29]

## 4.1 Parâmetros de Processo

Nos últimos dois anos, têm sido realizados estudos sobre o UFSP na UNIDEMI - FCT NOVA com o objetivo de perceber qual a influência dos parâmetros de processo na distribuição das partículas. Foram estudadas as influências da geometria do *shoulder* e do pino, da velocidade de rotação e de avanço, do volume de partículas e do *offset* entre passagens [2,27,29,30].

No estudo da produção de compósitos bimetálicos por UFSP, optou-se por utilizar velocidades de avanço mais lentas e velocidades de rotação mais elevadas do que as que foram utilizadas nos últimos estudos de UFSP. Esta decisão teve por base o facto de na literatura científica sobre soldadura por fricção linear de juntas dissimilares sobrepostas de alumínio e magnésio os melhores resultados estarem numa gama de intervalos entre 1000-2000 rev/min. e 20-120 mm/min. [33,34]. Assim sendo, foram realizados ensaios experimentais com uma gama de velocidades mais ampla do que nos estudos de UFSP anteriores [2,27,29,30].

Em todos os ensaios o *offset* entre passagens foi 0,5 mm e o ângulo de inclinação da ferramenta de 1°. Quando a ferramenta utilizada tinha um pino cónico *Triflute*, a sua altura nos ensaios sem partículas foi de 4,8 mm, enquanto nos ensaios com partículas utilizou-se uma altura do pino de 5,5 mm. Nos ensaios com a liga de magnésio utilizou-se um pino cilíndrico roscado. Os dois pinos utilizados tinham rosca esquerda e a ferramenta operou com uma rotação no sentido anti-horário durante todos os ensaios, de forma a garantir um fluxo ascendente do material processado. Na Tabela 4.1 estão descritos os parâmetros de processo de todos os ensaios experimentais realizados durante a dissertação.

Tabela 4.1 - Parâmetros de processo dos ensaios experimentais

Ensaio	Chapa superior	Chapa inferior	$\omega$ (rpm)	V (mm/min.)	Partículas	Nº passagens	Tipo de pino	Altura do pino [mm]
1	7075	6082	1400	71	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
2	7075	6082	1800	71	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
3	7075	6082	1800	45	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
4	7075	6082	1800	180	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
5	7075	6082	1400	45	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
6	7075	6082	1400	180	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
7	6082	7075	1400	71	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
8	6082	7075	1400	45	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
9	6082	7075	1400	180	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
10	6082	7075	1120	180	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
11	6082	7075	1120	71	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
12	6082	7075	1120	45	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
13	7075	6082	1120	180	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
14	6082	7075	1400	45	Sim	3	<i>Triflute</i>	5,5
15	7075	6082	1400	45	Sim	3	<i>Triflute</i>	5,5
16	7075	6082	1120	180	Sim	3	<i>Triflute</i>	5,5
17	6082	7075	1120	180	Sim	3	<i>Triflute</i>	5,5
18	6082	7075	900	180	Sim	3	<i>Triflute</i>	5,5
19	7075	6082	900	180	Sim	3	<i>Triflute</i>	5,5

20	7075	6082	900	180	Não	3	<i>Triflute</i>	4,8
21	6082	AZ31B	900	180	Sim	3	<i>Triflute</i>	5,5
22	6082	AZ31B	1120	112	Sim	3	<i>Triflute</i>	5,5
23	6082	AZ31B	560	140	Sim	3	<i>Triflute</i>	5,5
24	6082	AZ31B	560	180	Sim	2	<i>Triflute</i>	5,5
25	6082	AZ31B	1120	90	Sim	2	<i>Triflute</i>	5,5
26	6082	AZ31B	560	180, 140, 112	Sim	3	<i>Triflute</i>	5,5
28	6082	AZ31B	560	180	Sim	1	<i>Triflute</i>	5,5
29	6082	AZ31B	1120	90	Sim	1	<i>Triflute</i>	5,5
30	6082	AZ31B	1120	90	Sim	1	Cilíndrico	4,8
31	6082	AZ31B	560	140	Sim	3	Cilíndrico	4,2
32	6082	AZ31B	1120	90	Sim	3	Cilíndrico	4,2
33	6082	AZ31B	900	180	Sim	1	Cilíndrico	4,2

**Nota:** no ensaio 26 foram realizadas 3 passagens da ferramenta em que a primeira foi com avanço de 180 mm/min., a segunda com avanço de 140 mm/min. e a terceira com 112 mm/min. Isto foi feito para tentar evitar que o defeito interno se propagasse até à superfície, para que a zona processada permanecesse "fechada". No entanto, esta tentativa não foi bem-sucedida.

## 4.2 Ensaios com as Ligas AA6082 - T651 e AA7075 - T651

### 4.2.1 Ensaios sem Partículas

Inicialmente, foram realizados ensaios experimentais sem partículas, com o objetivo de iniciar o processo de definição dos parâmetros de processo. Nestes ensaios verificou-se que os melhores resultados foram aqueles com os avanços mais reduzidos e as rotações mais elevadas, o que está de acordo com a literatura sobre SFL de juntas dissimilares sobrepostas [33,34]. As amostras dos ensaios sem partículas foram contrastadas durante 15 segundos, com o objetivo de realçar a zona do *nugget* e a sua microestrutura. O contraste químico utilizado foi o reagente *Keller*: 20 ml de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ), 3 ml de ácido clorídrico ( $\text{HCl}$ ), 2 ml de ácido fluorídrico ( $\text{HF}$ ) e 175 ml de água destilada. No apêndice é possível consultar as macrografias dos ensaios experimentais não contrastadas.

Apesar do ensaio com 1800 rev/min e 45 mm/min. (ensaio 3) ter sido aquele em que a macrografia revelou um defeito interno de menores dimensões, decidiu-se não utilizar rotações tão elevadas e avanços tão lentos, porque se verificou que para esses parâmetros a fresadora estava sujeita a esforços muito elevados. Na Figura 4.2 apresenta-se a macrografia da amostra produzida no ensaio 3, onde é possível observar a microestrutura da zona do *nugget*, da ZTMA e da ZTA.

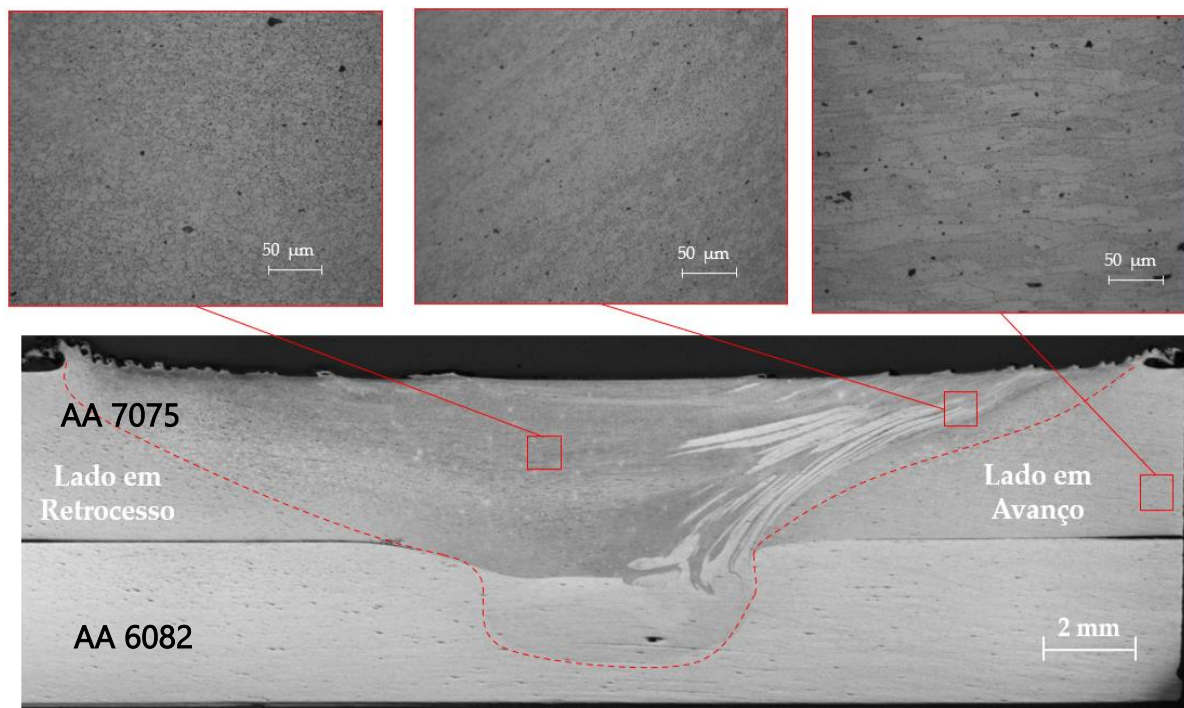


Figura 4.2 - Macrografia da amostra produzida no ensaio 3 contrastada

Nas Figuras 4.3, 4.4 e 4.5 estão representadas macrografias das amostras produzidas nos ensaios 1, 13 e 20 que foram realizados sem partículas e em que a chapa inferior era da liga de alumínio 6082 e a superior da liga de alumínio 7075. Em todas estas figuras estão destacadas as ampliações que permitem ver a microestrutura da zona do *nugget*, da ZTMA e ZTA. A zona influenciada pelo processamento encontra-se delimitada por uma linha vermelha interrompida nas Figuras 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5. No *nugget* os grãos são equiaxiais e de menor dimensão. A ZTA é caracterizada por grãos de maior dimensão, uma vez que nessa zona a taxa de arrefecimento é mais lenta. Os grãos da zona termicamente afetada têm a orientação de acordo com a direção de laminagem da chapa.

Os parâmetros dos ensaios 20 e 13 foram aqueles que permitiram obter melhores resultados, quando se realizaram os ensaios com partículas entre duas chapas de alumínio dissimilares.

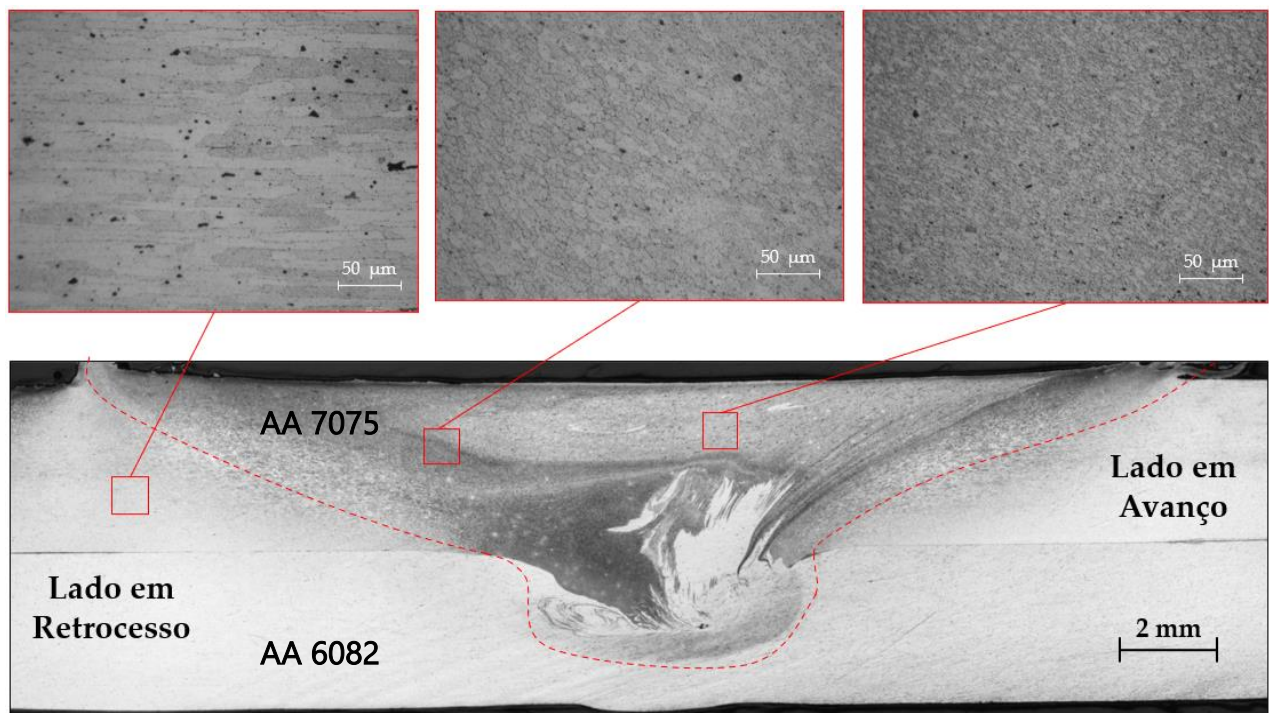


Figura 4.3 - Macrografia da amostra do ensaio 1 contrastada

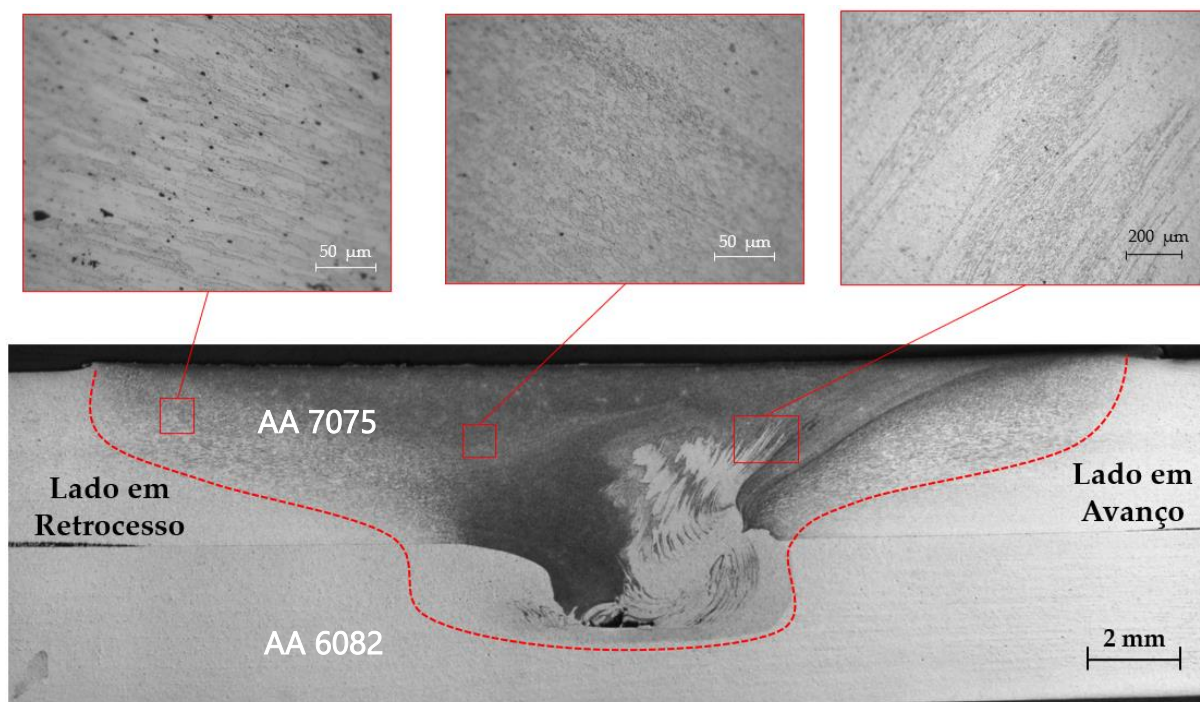


Figura 4.4 - Macrografia da amostra do ensaio 13 contrastada

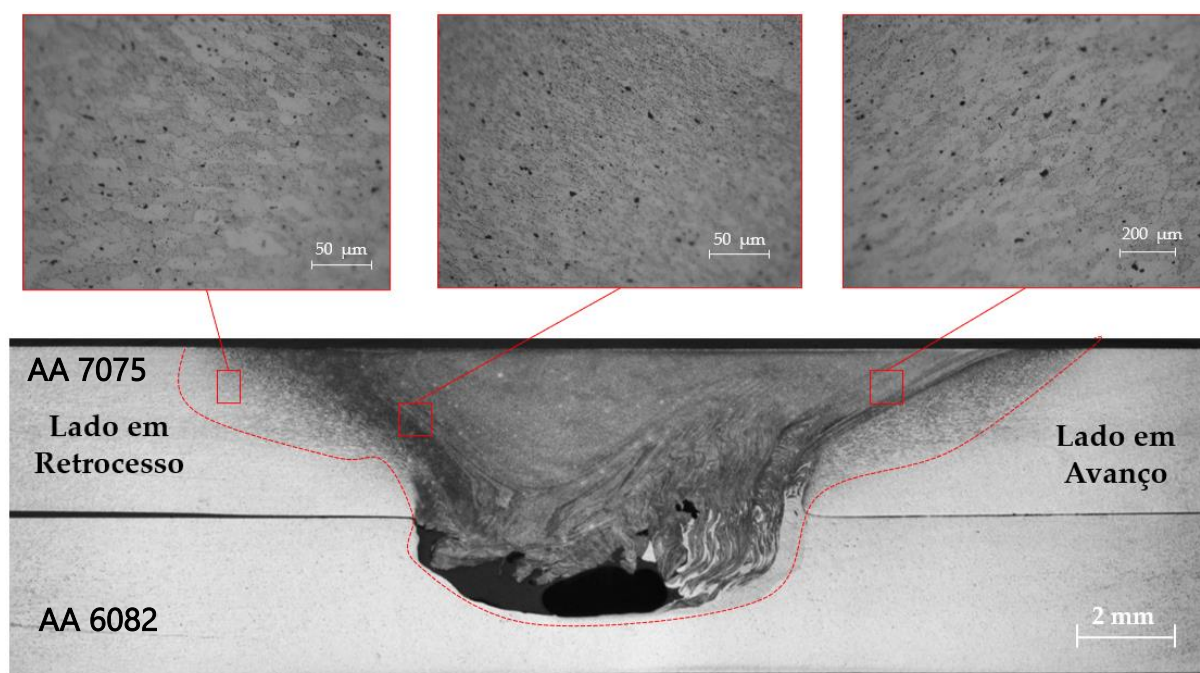


Figura 4.5 - Macrografia da amostra do ensaio 20 contrastada

Nos ensaios em que a chapa inferior era composta pela liga mais dura (alumínio 7075), verificou-se a formação de um "braço" de fluxo, uma vez que esse material penetrou mais facilmente na chapa superior constituída pela liga menos dura (alumínio 6082). Este fenómeno

não se verificou nos ensaios em que a chapa superior era constituída pela liga mais dura. Nas Figuras 4.6 e 4.7 estão representadas as macrografias das amostras produzidas nos ensaios 8 e 10, respetivamente.

Não foi possível destacar o *nugget* dos ensaios 8 e 10, uma vez que não se conseguiu contrastar a liga de alumínio 6082 com o regente *Keller* (a chapa da liga 6082 era a superior). Experimentou-se utilizar outros reagentes, mas sem sucesso. De acordo com a literatura existem outros reagentes que permitiriam obter bons resultados para o destaque da microestrutura e da zona do *nugget*, mas os compostos químicos necessários não estavam disponíveis [39].

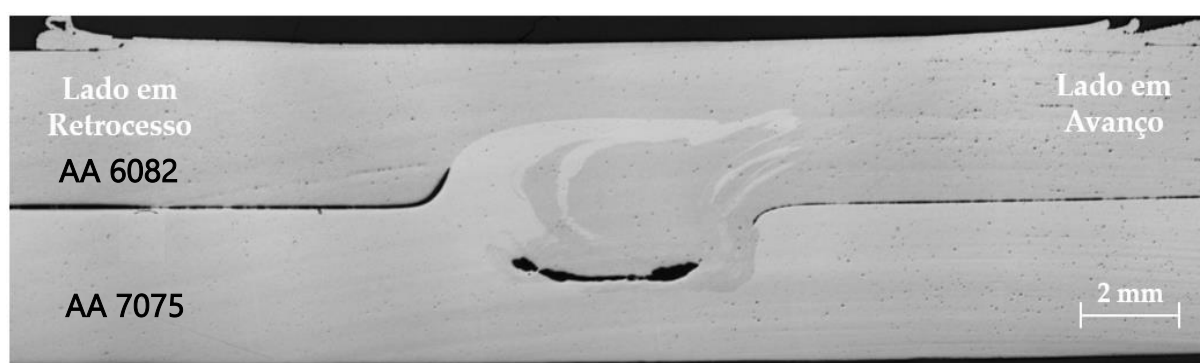


Figura 4.6 - Macrografia da amostra do ensaio 8 não contrastada

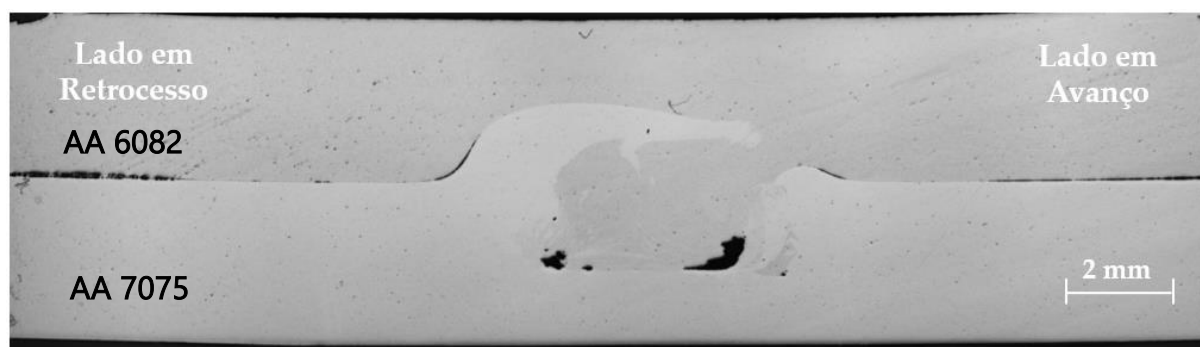


Figura 4.7 - Macrografia da amostra do ensaio 10 não contrastada

## 4.2.2 Ensaio com Partículas

Nos ensaios com a liga 7075 por baixo verificou-se a formação de um "braço" de fluxo que penetra na chapa superior, uma vez que o material mais duro se incorpora mais facilmente na matriz menos dura. Quando se inverte a ordem de sobreposição, já não se forma um "braço", visto que a liga menos dura não penetra tão facilmente na liga mais dura.

A formação do "braço" nos ensaios com a liga menos dura por cima condicionou a incorporação de partículas, porque a grande maioria das partículas ficaram somente distribuídas no lado em avanço, não tendo alcançado a chapa superior no lado em retrocesso (lado do "braço"). Isto pode-se verificar nas macrografias das amostras produzidas nos ensaios 14, 17 e 18 (Figuras 4.8, 4.9 e 4.10).

Nos ensaios com a liga mais dura por cima, a ausência do "braço" fez com que as partículas tivessem uma distribuição mais homogênea na zona superior do *nugget*, tal como se pode observar nas macrografias das amostras produzidas nos ensaios 16 e 19 (Figuras 4.11 e 4.12). Isto apenas não se verificou no ensaio 15, cuja macrografia está representada na Figura 4.13, o que levou a descartar os parâmetros desse ensaio. Globalmente, obtiveram-se melhores resultados quando a chapa superior é constituída por um material com uma dureza superior à do material da chapa inferior. Nenhuma das amostras foi contrastada.

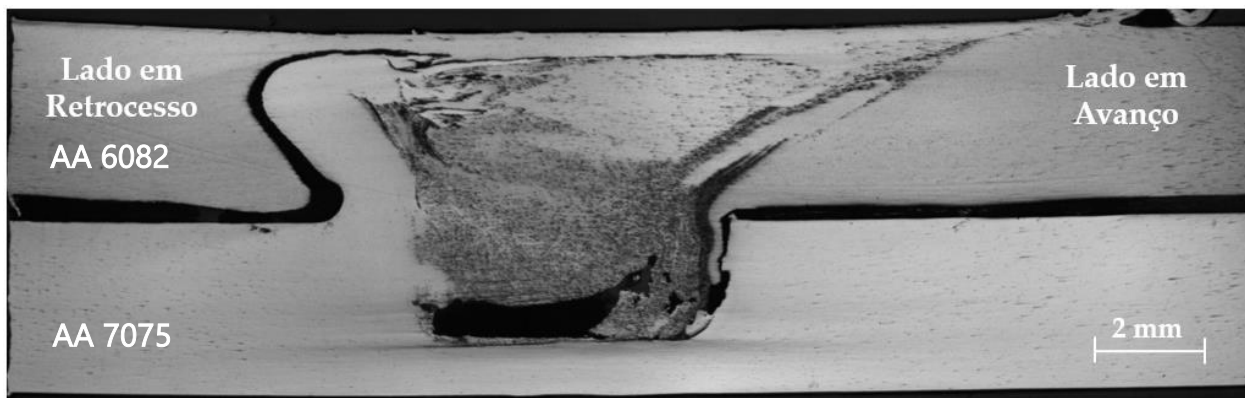


Figura 4.8 - Macrografia da amostra do ensaio 14

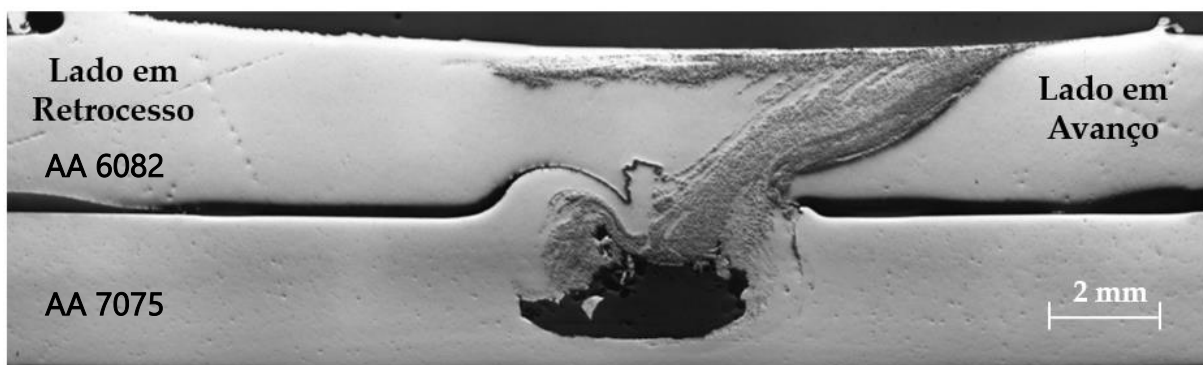


Figura 4.9 - Macrografia da amostra do ensaio 17



Figura 4.10 - Macrografia da amostra do ensaio 18

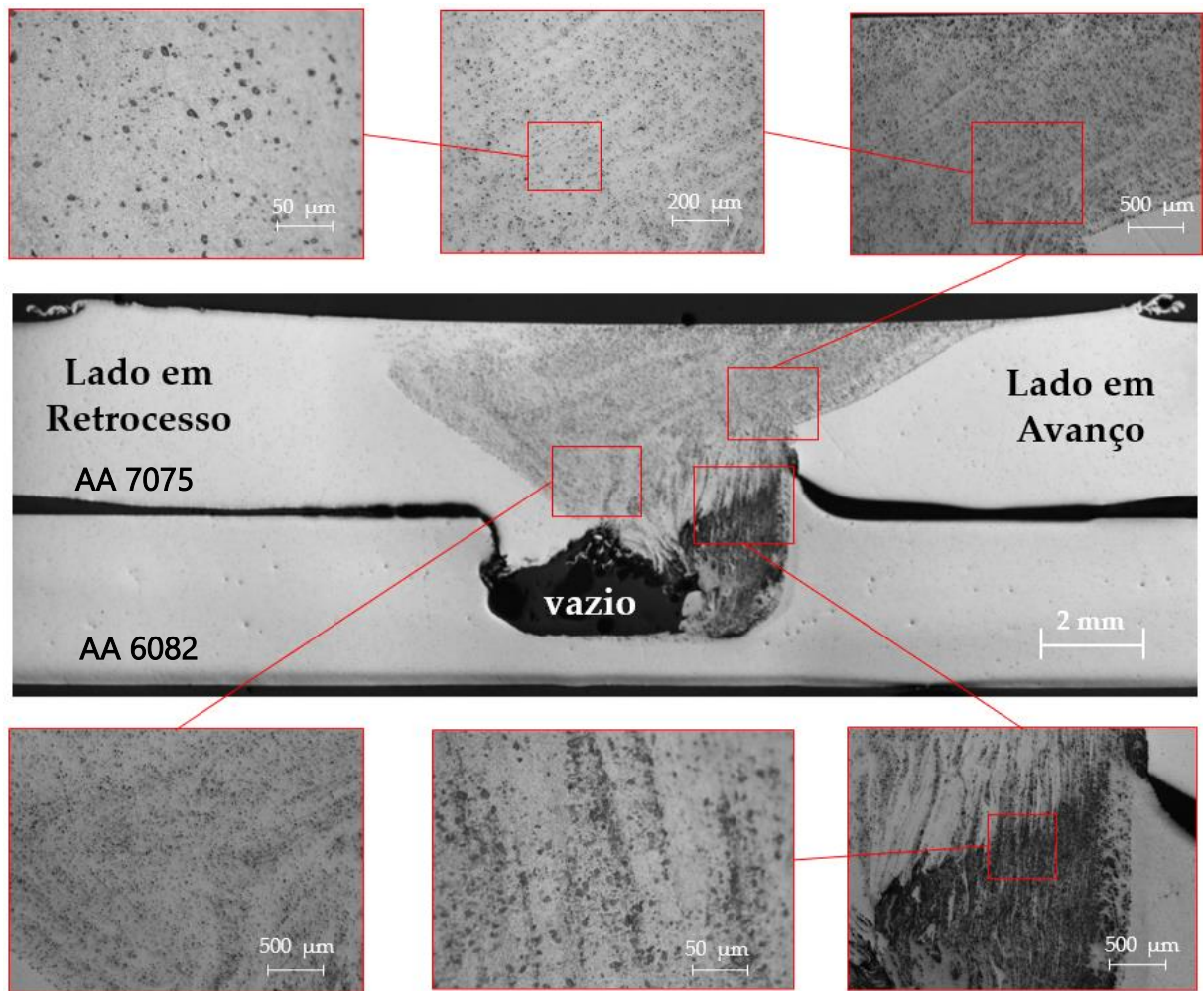


Figura 4.11 - Macrografia da amostra do ensaio 16

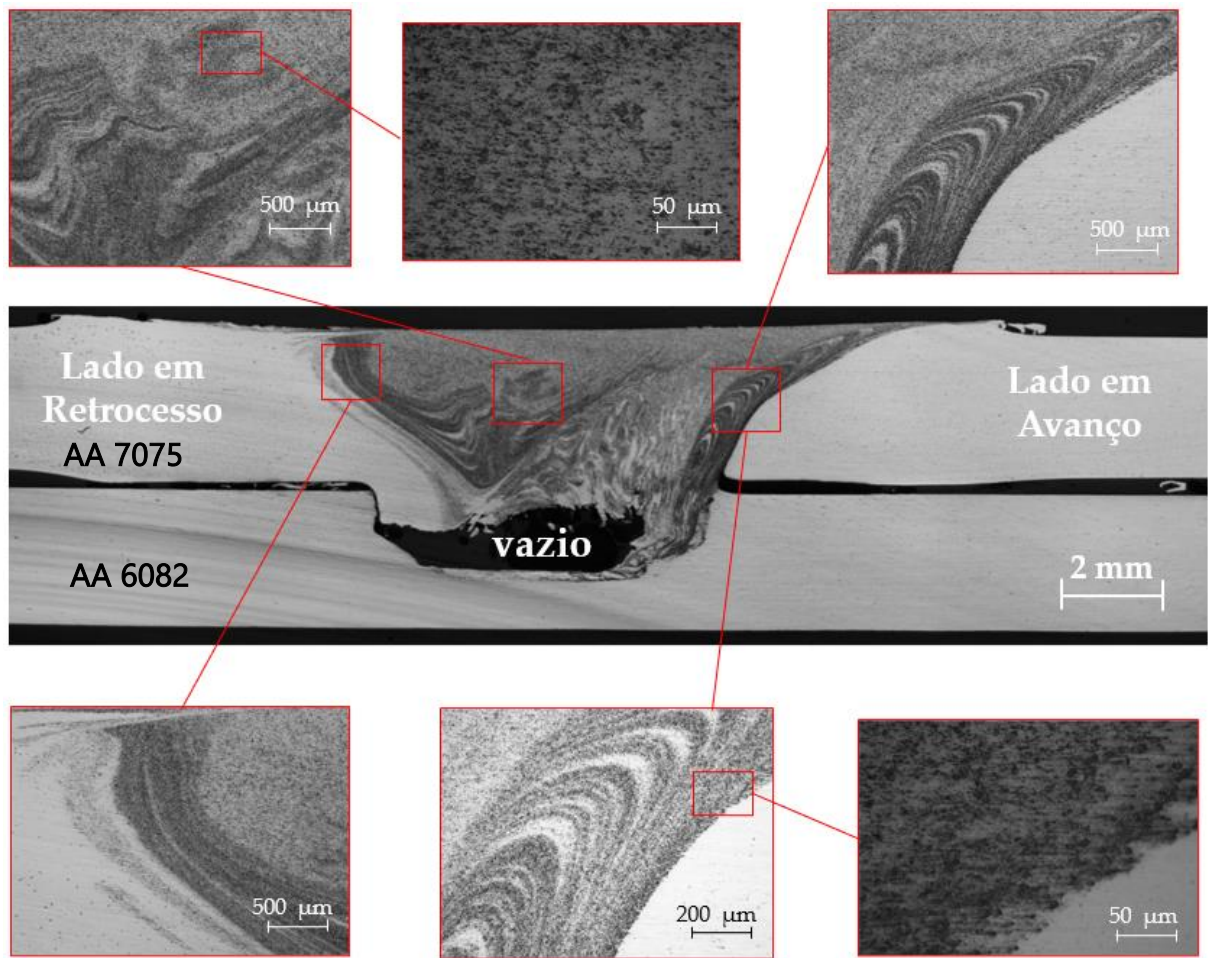


Figura 4.12 - Macrografia da amostra do ensaio 19

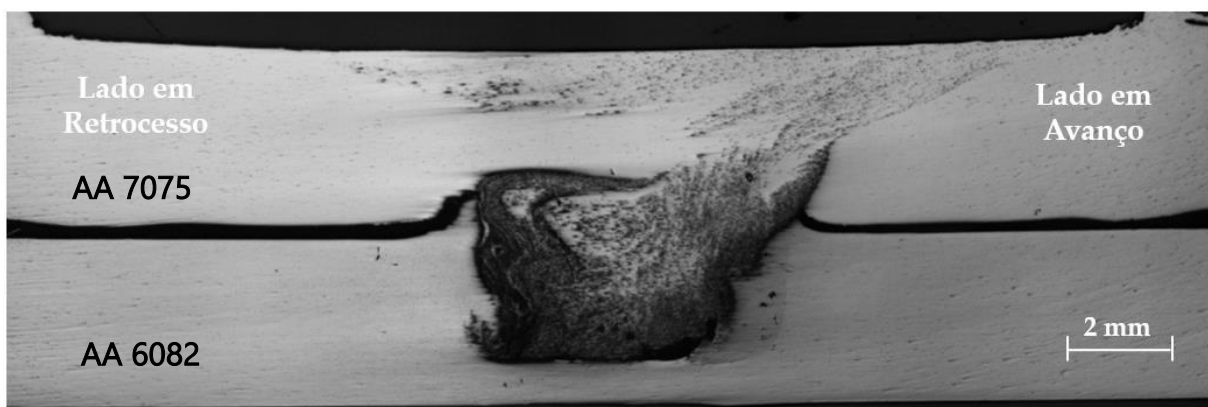


Figura 4.13 - Macrografia da amostra do ensaio 15

Através da análise das macrografias das amostras produzidas nos ensaios com partículas concluiu-se que o ensaio 19 (1200 rev/min e 180 mm/min) foi aquele onde a distribuição das

partículas na zona do *nugget* foi mais homogênea. Na Figura 4.14 mostra-se a zona processada do ensaio 19, onde apenas existe um defeito superficial na zona final do processo.



Figura 4.14 - Zona processada do ensaio 19

### 4.3 Ensaio com as Ligas AA6082 - T651 e Magnésio AZ31B

A diferença de durezas entre as ligas de alumínio utilizadas na dissertação e a liga de magnésio AZ31B é bastante significativa. Assim sendo, com o propósito de diminuir os esforços a que o pino da ferramenta estava sujeito durante o processamento, utilizou-se a liga de alumínio menos dura (6082) nos ensaios com a liga de magnésio. Também se optou por utilizar sempre a chapa de alumínio como superior e a de magnésio como a inferior. A ordem de sobreposição nunca foi alterada, porque quanto maior a profundidade de penetração do pino, maior é o momento fletor alternado a que este está sujeito e, caso a chapa inferior fosse mais dura que a superior o pino estaria sujeito a um esforço ainda maior [40].

Nos ensaios 21 a 29 com a chapa de magnésio utilizou-se a ferramenta com o pino cônico *Triflute* que tem 8 mm de diâmetro na base. O que se verificou nestes ensaios foi que o processo começava a instabilizar a partir da segunda passagem da ferramenta e que começavam a surgir fissuras superficiais na zona processada. Pode-se observar isto nas Figuras 4.15 e 4.16, onde se mostra o aspeto superficial das zonas processadas dos ensaios 21 a 25. Em todos os ensaios com magnésio, além do sistema de fixação já descrito, também se utilizaram grampos de fixação, com o objetivo de tentar aumentar a compressão entre as chapas.



Figura 4.15 - Zona processada do ensaio 21

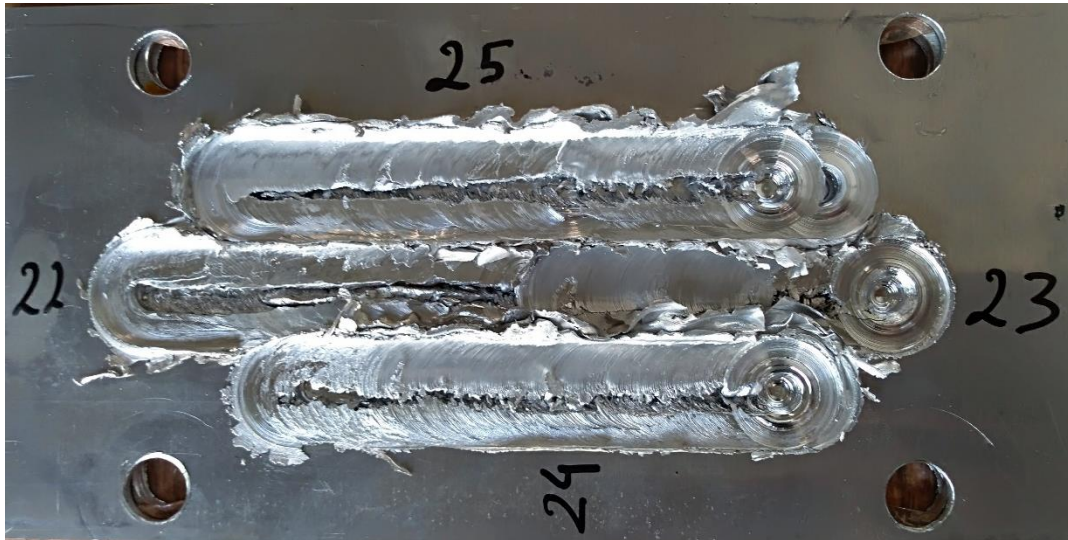


Figura 4.16 - Zonas processadas dos ensaios 22, 23, 24 e 25

Como se verificou que, independentemente das velocidades de rotação ou de avanço utilizadas, os ensaios instabilizavam a partir da segunda passagem da ferramenta, experimentou-se realizar ensaios com apenas uma passagem da ferramenta. No entanto, estes ensaios também não foram bem-sucedidos, uma vez que uma passagem da ferramenta não foi suficiente para garantir a ligação das duas chapas, tal como se pode observar na secção transversal da amostra produzida no ensaio 29, apresentada na Figura 4.17.



Figura 4.17 - Secção transversal da amostra produzida no ensaio 29, onde se percebe que não houve ligação das duas chapas.

Dos ensaios com a liga de magnésio realizados com o pino *Triflute* aquele que permitiu obter melhores resultados foi o ensaio 21 (900 rev/min e 180 mm/min). Através da análise da macrografia obtida no ensaio 21 (Figura 4.18) concluiu-se que, apesar da fissura interna se ter propagado até à superfície, houve incorporação das partículas de SiC na zona superior do *nugget*.

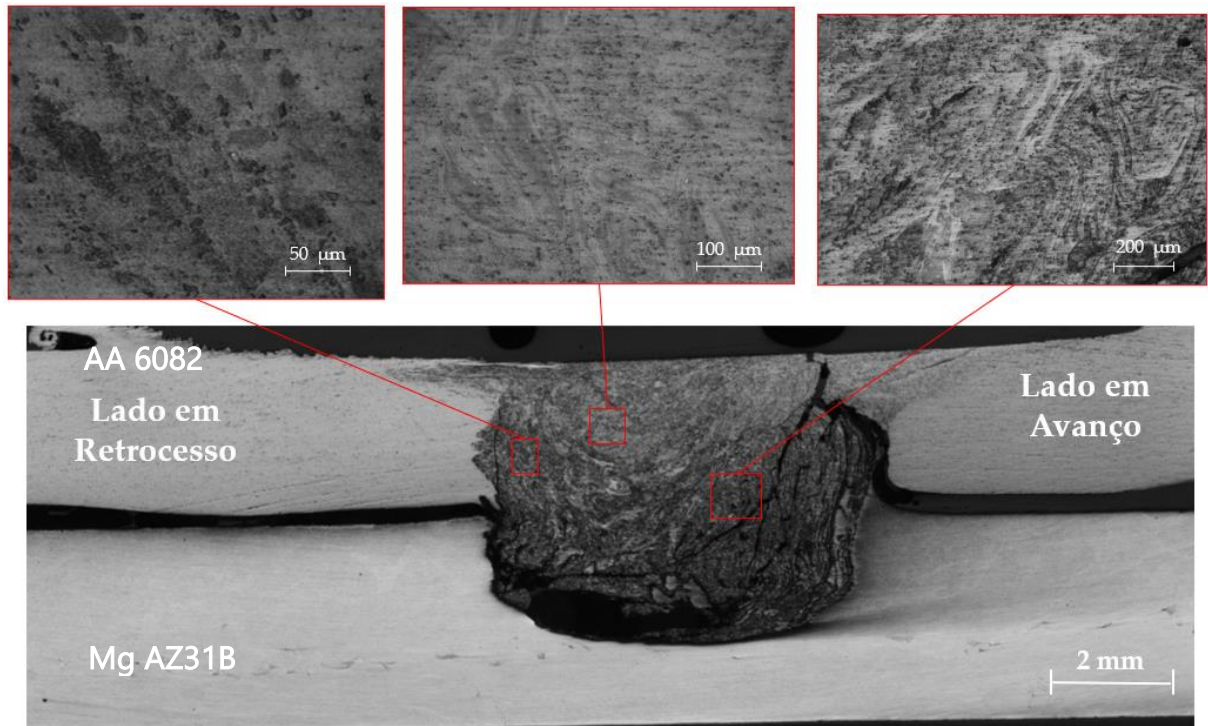


Figura 4.18 - Macrografia da amostra do ensaio 21

Como nos ensaios com o pino *Triflute* (diâmetro de 8mm) o processo tornava-se instável e surgia uma fissura na superfície, chegou-se à conclusão que era necessário utilizar uma ferramenta com uma relação diâmetro do *shoulder*/diâmetro do pino maior. Isto permitiria acomodar o material durante o processamento e evitar que o processo instabilizasse. Assim sendo, recorreu-se a um pino com um menor diâmetro (cilíndrico roscado de 5 mm). A desvantagem deste novo pino é que não suporta momentos fletores alternados tão elevados como o pino *Triflute* de maior diâmetro e, por isso foi necessário reduzir a profundidade de penetração. Continuou-se a utilizar um *shoulder* com diâmetro de 19 mm.

Inicialmente, utilizou-se para o novo pino uma profundidade de penetração de 4,8 mm, mas o pino fraturou logo à primeira passagem (ensaio 30). Foi, então, necessário utilizar uma profundidade de penetração de 4,2 mm (ensaio 32), o que permitiu estabilizar o processo e evitar o surgimento de fissuras na superfície do cordão, tal como está representado na Figura 4.19. No entanto, a análise da macrografia obtida a partir do ensaio 32, apresentada na Figura 4.20, permitiu concluir que a profundidade de penetração de 4,2 mm foi insuficiente para garantir uma boa ligação das duas chapas e uma distribuição homogénea das partículas.

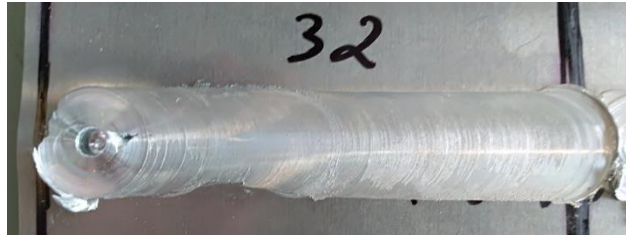


Figura 4.19 - Zona processada do ensaio 32



Figura 4.20 - Macrografia da amostra do ensaio 32

No ensaio 33 ainda se experimentou utilizar o pino cilíndrico roscado com os parâmetros 900 rev/min. e 180 mm/min., mas este partiu logo na primeira passagem. Como se estava a utilizar um pino de menor diâmetro, a probabilidade de este fraturar com velocidades de avanço mais elevadas era maior.

Nos ensaios com magnésio não foi possível encontrar um equilíbrio entre a profundidade de penetração e o diâmetro do pino da ferramenta que permitisse obter bons resultados. Concluiu-se, portanto, que uma possível solução para a realização dos ensaios de UFSP seria a manufatura de uma nova ferramenta que permitisse utilizar o diâmetro do primeiro pino (8 mm), mas que tivesse um *shoulder* de diâmetro superior a 19 mm. (a relação diâmetro do pino/diâmetro do *shoulder* aumentaria). Tendo uma relação diâmetro do *shoulder*/diâmetro do pino maior, poder-se-ia utilizar a profundidade de penetração original e garantir a contenção do material durante o processamento, evitando assim as fissuras superficiais.



## 5 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS OBTIDAS NOS ENSAIOS EXPERIMENTAIS

### 5.1 Microscopia Eletrónica de Varrimento

O microscópio eletrónico de varrimento (SEM - *Scanning Electron Microscope*) é um tipo de microscópio que permite produzir imagens das amostras através de um *scan* com um feixe de eletrões acelerados, designados por eletrões primários. Utilizou-se um microscópio Zeiss DSM 962, presente no CENIMAT (Centro de Investigação de Materiais), para analisar as duas amostras, cuja macrografia mostrava melhor distribuição de partículas (ensaios 19 e 21). Foram utilizados os três detetores disponíveis no microscópio que permitem recolher eletrões secundários (SE - *Secondary Electrons*), eletrões reto-difundidos (BSE- *Backscattering Electrons*) e fotões raio-X emitidos pelos átomos excitados pelo feixe de eletrões primários [41,42].

#### 5.1.1 Análise do ensaio 19

Todas as análises foram feitas na zona do *nugget* que se encontra na chapa superior. As áreas, e a sua localização, que foram analisadas na amostra do ensaio 19 através do SEM encontram-se identificadas na Figura 5.1.

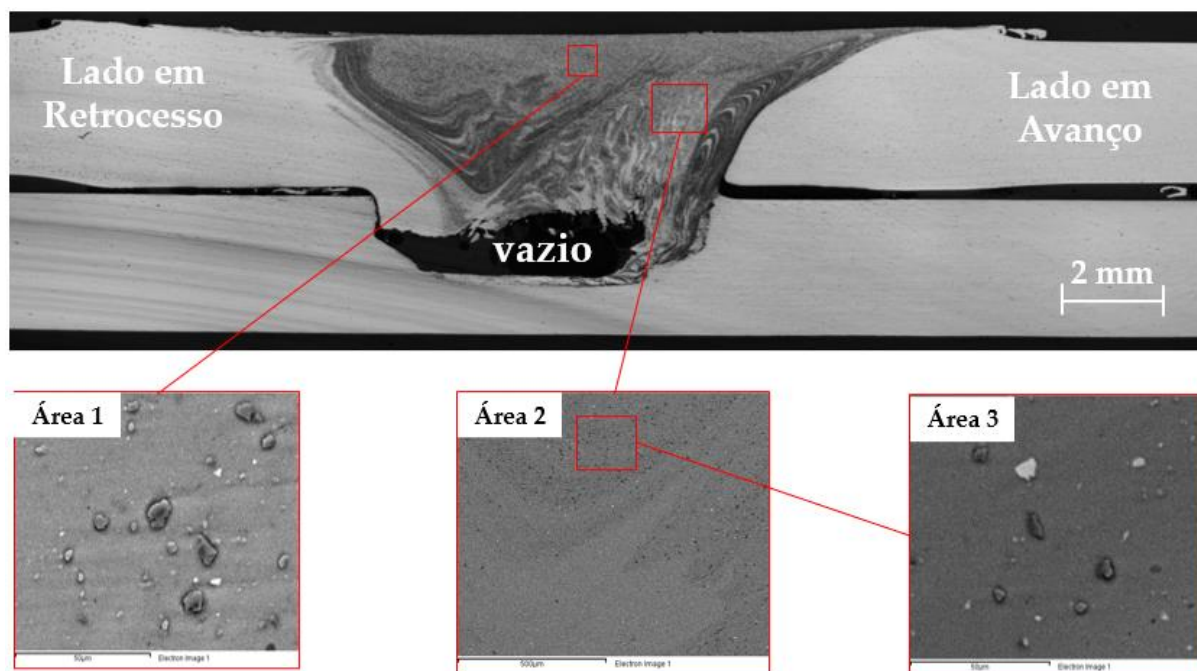


Figura 5.1 - Áreas analisadas através do SEM na amostra do ensaio 19

Na Figura 5.2 está representado um mapa da área 1 obtido através dos fotões raio-X emitidos pelos átomos excitados pelo feixe de eletrões primários. A partir desse detetor do microscópio SEM foi possível discriminar as zonas onde se concentram os principais elementos de liga do composto bimetálico produzido. As zonas negras que se visualizam em b) correspondem às partículas de SiC que estão destacadas em c) num tom mais claro.

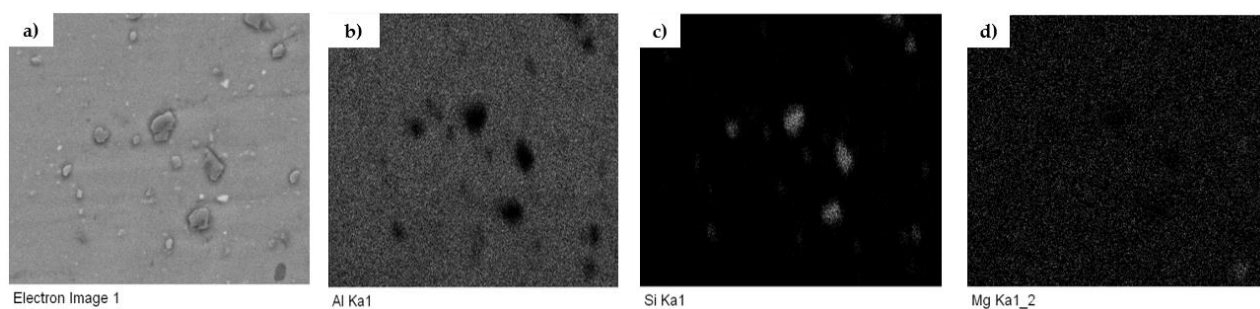


Figura 5.2 - Mapa obtido pelos fotões raio-X da área 1 da amostra 19: a) imagem BSE da área 1, b) Alumínio, c) Silício, d) Magnésio

Na Figura 5.3 encontra-se representada a análise do espetro 1 que foi realizada na zona sinalizada com um quadrado amarelo na área 1. Nesta análise foi possível identificar silício (Si),

que pode ter sido detetado devido à proximidade entre a zona analisada e as partículas de SiC. Isto também pode ter sido uma consequência do fluxo ascendente da técnica UFSP que permitiu incorporar a liga da chapa inferior na matriz metálica superior visto que o Si é um elemento da liga de alumínio 6082 (chapa inferior).

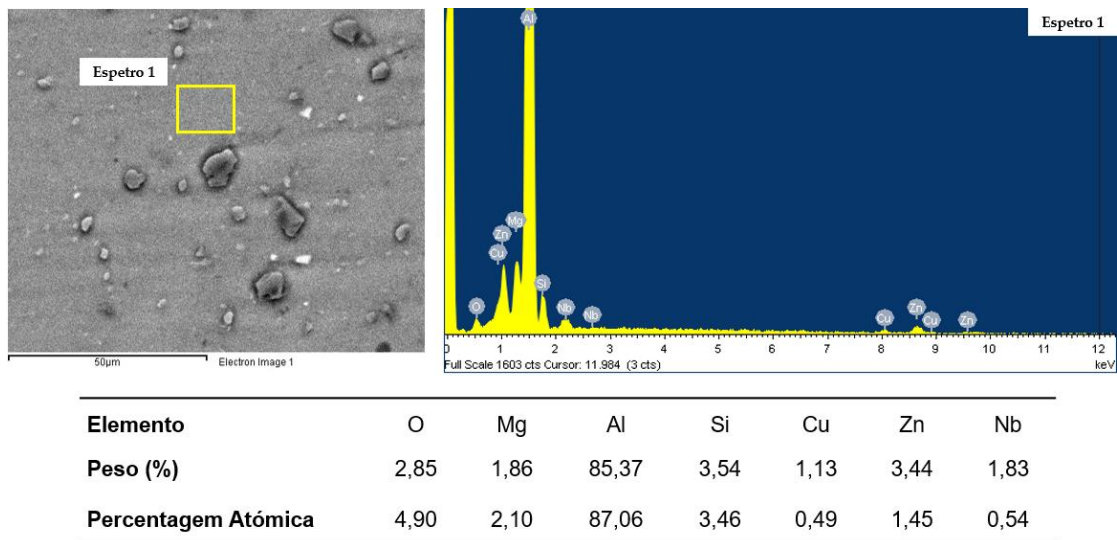


Figura 5.3 - Análise do espectro 1 na área 1

Na análise do espectro 2 na área 1 (Figura 5.4) foi possível confirmar a incorporação de partículas de SiC na matriz metálica superior, uma vez que o espectro revelou a existência dos elementos silício (Si) e carbono (C) em grandes quantidades na zona analisada. Assim sendo, estes elementos só podem pertencer às partículas de carboneto de silício.

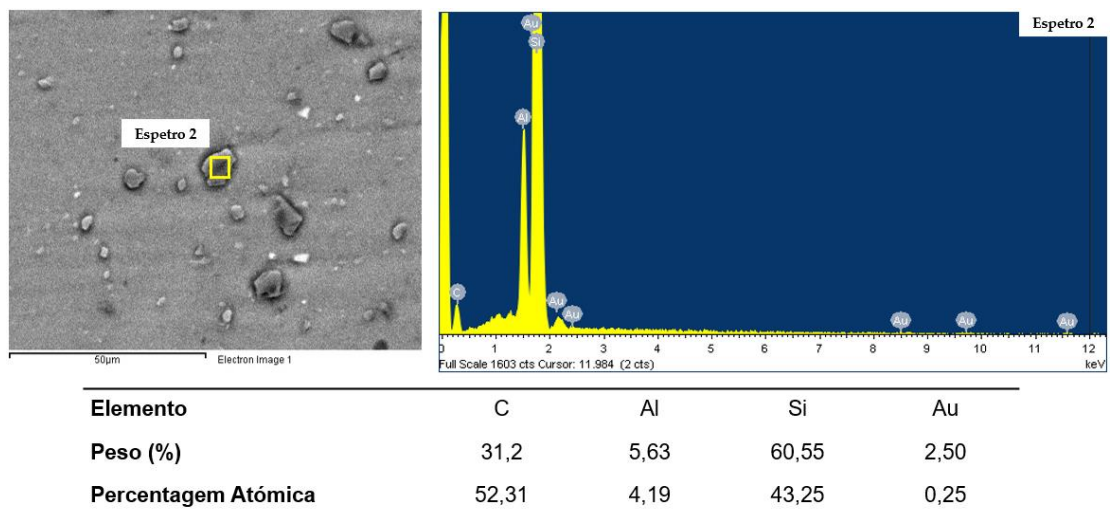


Figura 5.4 - Análise do espectro 2 na área 1

Na Figura 5.5 estão representadas duas imagens da área 2 obtidas através dos detetores de BSE e de SE. A imagem BSE é um contraste feito segundo o número atómico e que permite a observação dos "braços" de fluxo do material. A imagem SE consiste num contraste sobretudo topográfico e permite destacar a branco as partículas de reforço.

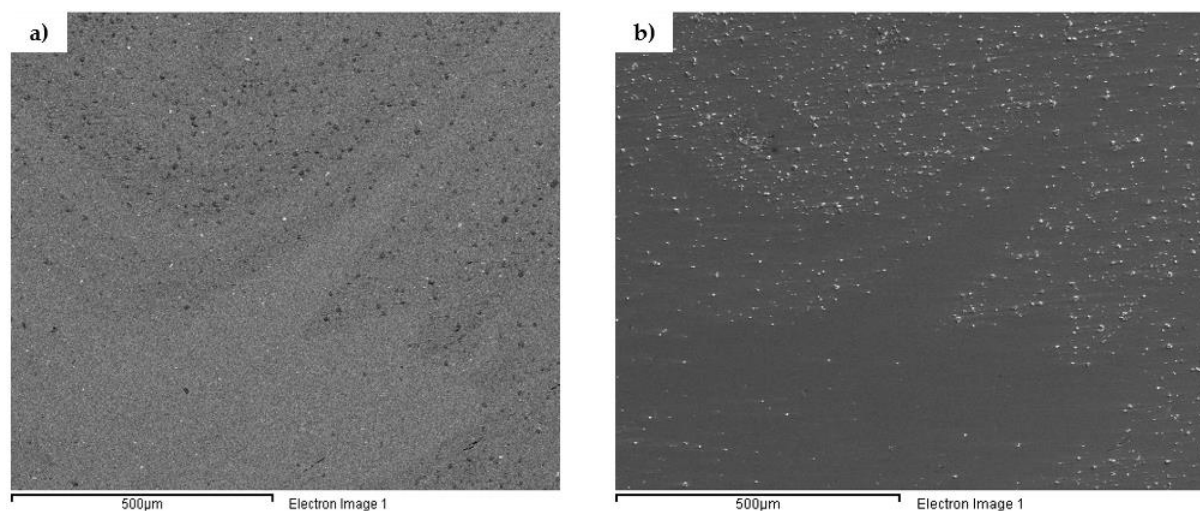
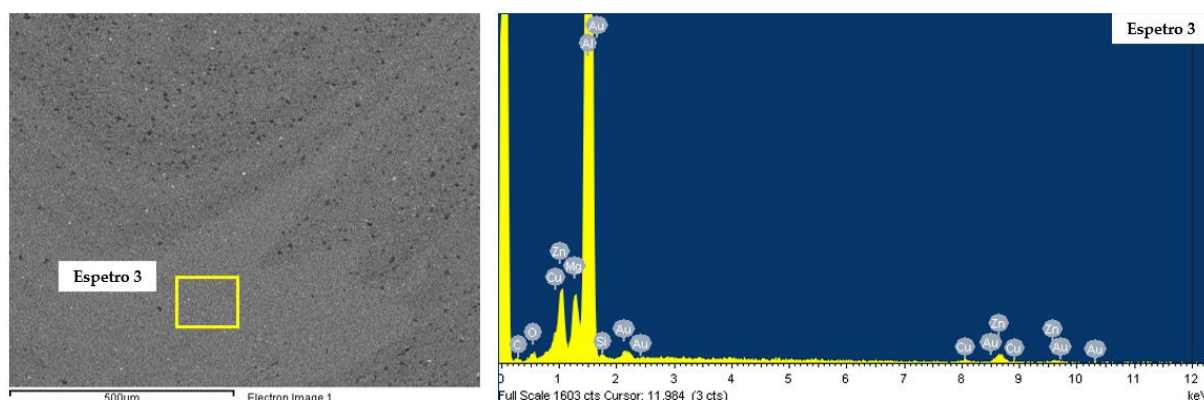


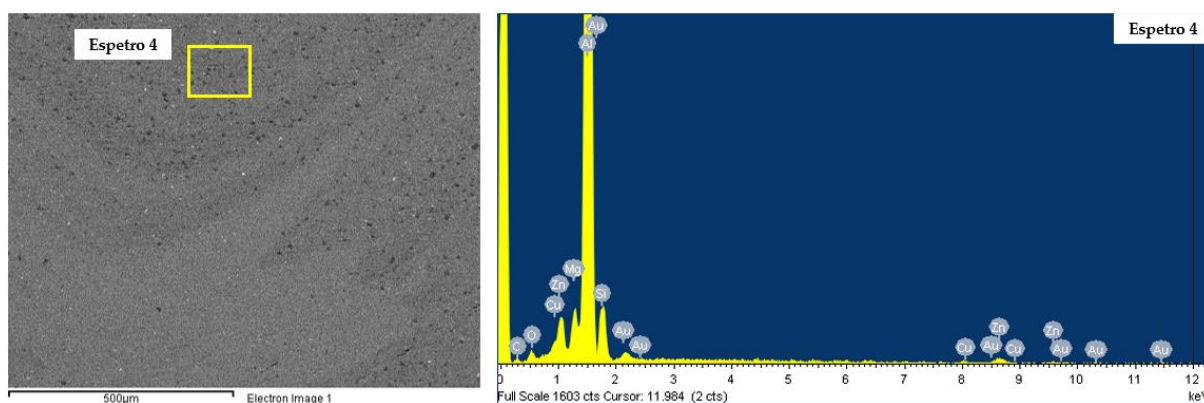
Figura 5.5 - a) Imagem BSE da área 2; b) Imagem SE da área 2

As análises dos espetros 3 e 4 na área 2 (Figuras 5.6 e 5.7) permitiram concluir que a mistura das ligas foi mais intensa e homogénea do que aquilo que a observação das macrografias apresentadas no Capítulo 4 indicava. A observação da imagem BSE da Figura 5.5 leva a crer que as ligas das chapas superior e inferior não se chegam a misturar, uma vez que existem zonas com diferentes cores e os "braços" de fluxo da liga inferior parece que não se incorporam na liga superior. Os resultados indicados pelos espetros 3 e 4 sugerem exatamente o contrário, visto que foram detetados elementos das ligas 6082 e 7075 em ambas as zonas de diferentes tonalidades.



Elemento	C	O	Mg	Al	Si	Cu	Zn	Au
Peso (%)	5,52	2,23	2,40	81,01	0,48	0,72	4,95	2,69
Percentagem Atômica	12,04	3,65	2,58	78,64	0,44	0,30	1,98	0,36

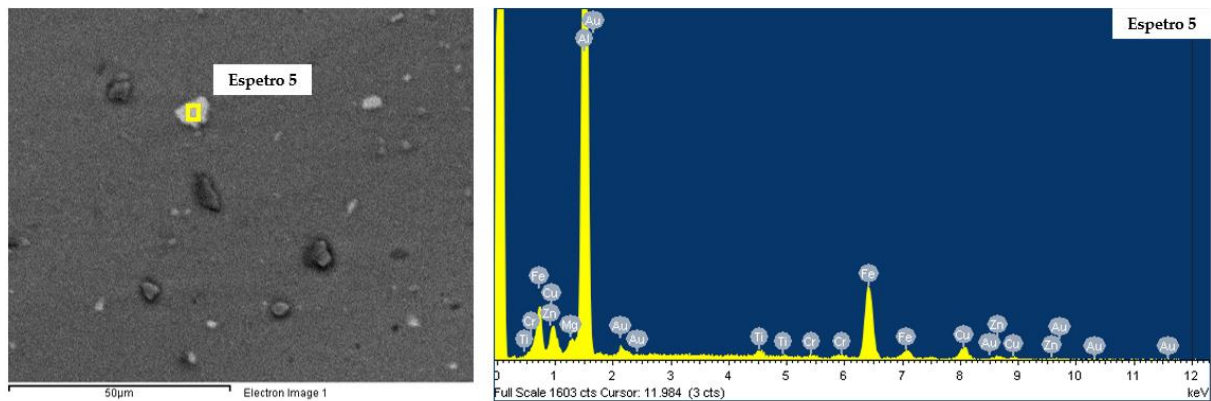
Figura 5.6 - Análise do espectro 3 na área 2



Elemento	C	O	Mg	Al	Si	Cu	Zn	Au
Peso (%)	8,03	3,39	1,61	74,84	6,50	0,78	2,53	2,32
Percentagem Atômica	16,65	5,28	1,65	69,09	5,76	0,30	0,97	0,29

Figura 5.7 - Análise do espectro 4 na área 2

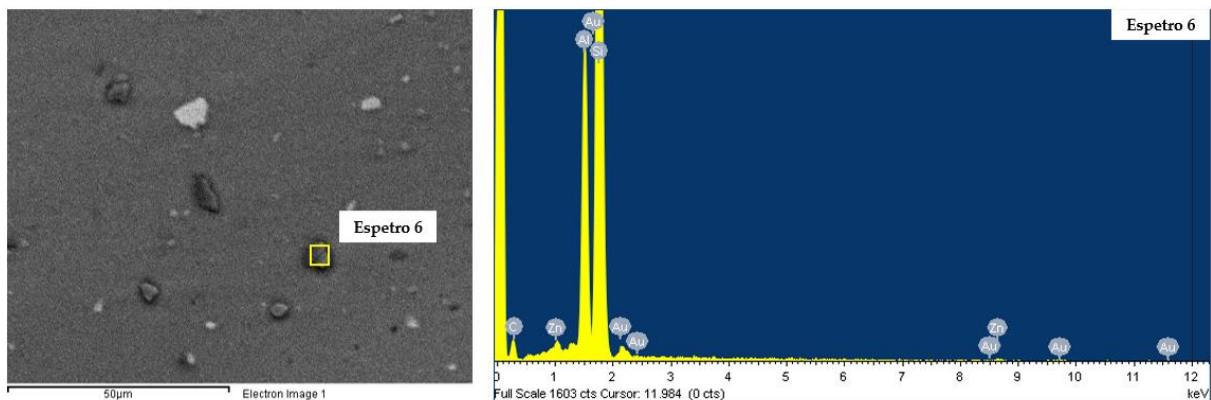
Através da análise do espectro 5 na área 3 (Figura 5.8), concluiu-se que as "partículas" brancas que se observam na imagem captada pelo módulo BSE correspondem a fragmentos da ferramenta que foram incorporados na matriz metálica. Isto pode ser comprovado pela presença de Ferro (Fe), que é o principal elemento de liga na ferramenta (aço H13) e que não se encontra em nenhuma das duas ligas de alumínio utilizadas.



Elemento	Mg	Al	Ti	Cr	Fe	Cu	Zn	Au
Peso (%)	0,70	61,79	1,08	0,63	23,69	7,10	2,07	2,95
Percentagem Atômica	0,98	78,00	0,76	0,41	14,45	3,81	1,08	0,51

Figura 5.8 - Análise do espectro 5 na área 3

A análise do espectro 6 na área 3 (Figura 5.9) deteta a presença dos elementos Si e C em grande quantidade, indicando que as zonas mais escuras são partículas de SiC. Isto corrobora aquilo que o espectro 2 já tinha indicado.



Elemento	C	Al	Si	Zn	Au
Peso (%)	29,96	13,66	52,13	0,95	3,30
Percentagem Atômica	51,03	10,36	37,97	0,30	0,34

Figura 5.9 - Análise do espectro 6 na área 3

## 5.1.2 Análise da amostra 21

Todas as análises foram feitas na zona do *nugget* que se encontra na chapa superior. As áreas, e a sua localização, que foram analisadas na amostra do ensaio 21 através do SEM encontram-se representadas na Figura 5.10.

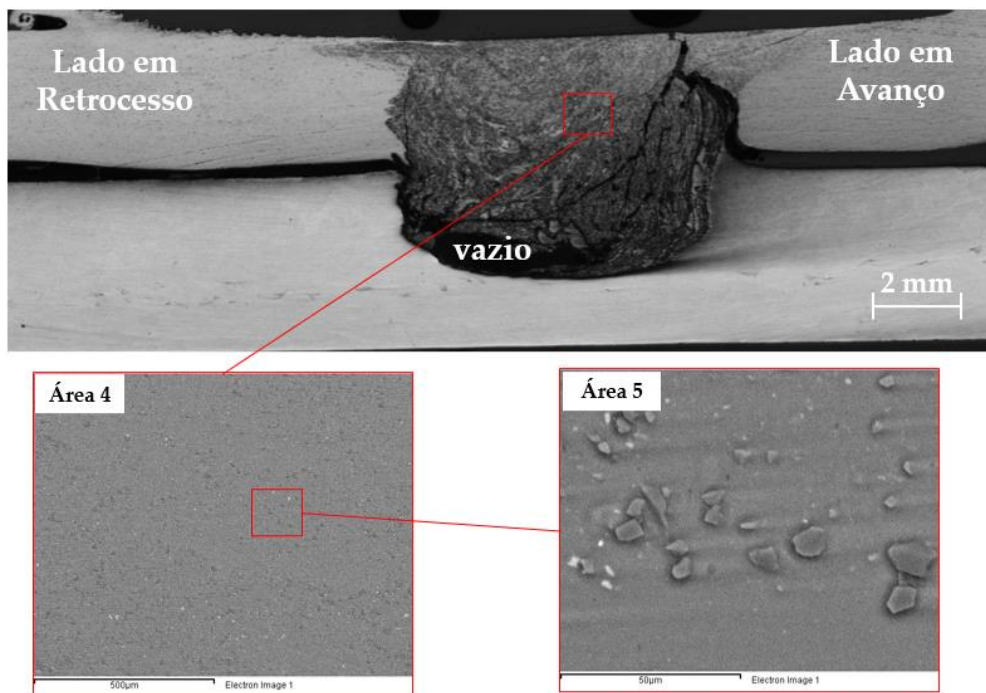


Figura 5.10 - Áreas analisadas através do SEM na amostra do ensaio 21

Na Figura 5.11 estão representadas as imagens obtidas através dos detetores BSE e SE na área 4.

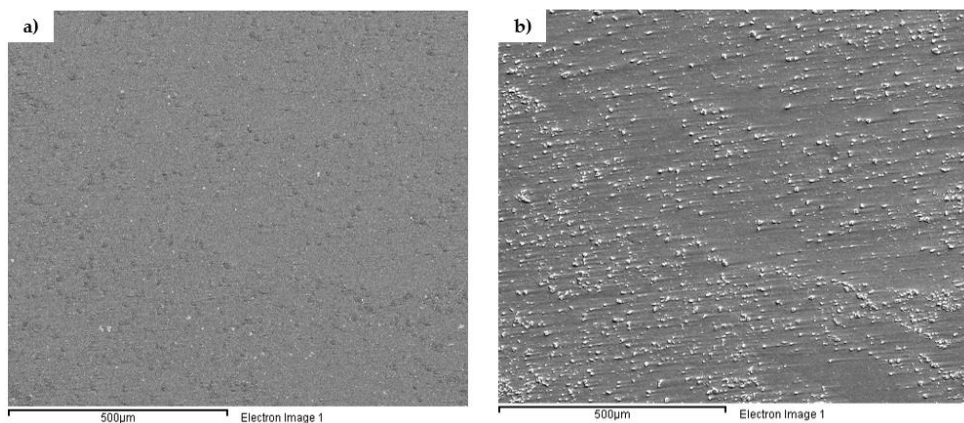


Figura 5.11 - a) Imagem BSE da área 4; b) Imagem SE da área 4

A análise do espetro 7 na área 4, representada na Figura 5.12, indica a existência de elementos das duas ligas dissimilares na zona superior do *nugget*, o que significa que a mistura

dos dois elementos foi homogênea. Esta constatação é análoga à que se obteve na análise da amostra 19 por SEM.

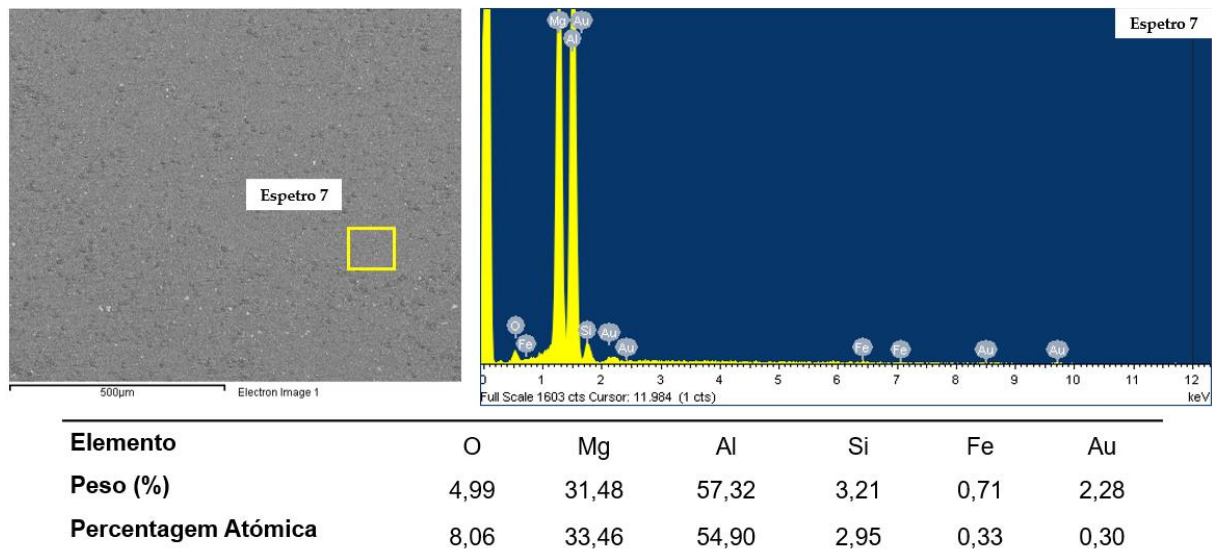


Figura 5.12 - Análise do espectro 7 na área 4

O espectro 8 na área 5 (Figura 5.13) permitiu confirmar mais uma vez que as zonas mais escuras que se destacam na imagem BSE são as partículas de SiC.

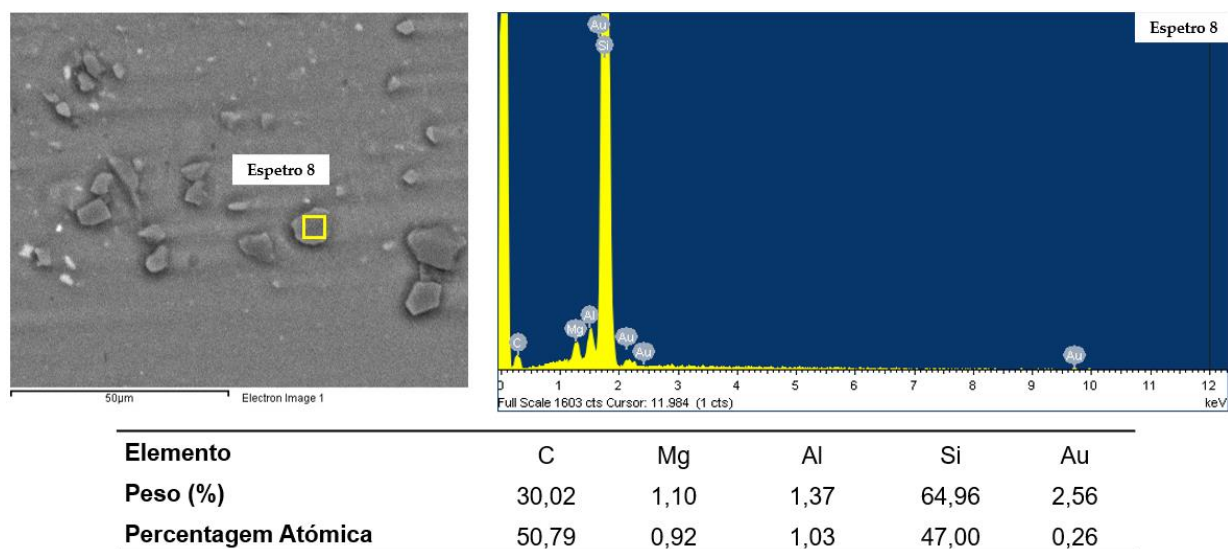


Figura 5.13 - Análise do espectro 8 na área 5

A análise do espectro 9 na área 5 (Figura 5.14) indica que no ensaio 21 também se incorporaram fragmentos da ferramenta de aço H13 na matriz metálica, uma vez que nas zonas brancas foi detetado ferro em grandes quantidades e que não aparece nas outras zonas. Como solução para este problema poderia ser utilizada uma ferramenta de PCBN (*polycrystalline cubic Boron Nitride*) para o processamento. Estas ferramentas são constituídas por nitreto de boro policristalino cúbico, o que permite atingir temperaturas por volta dos 2000°C sem ter perdas de dureza muito significativas. Este tipo de ferramentas pode ser utilizado em processos de fricção linear com ligas de aço, uma vez que têm uma resistência ao desgaste muito elevada [43].

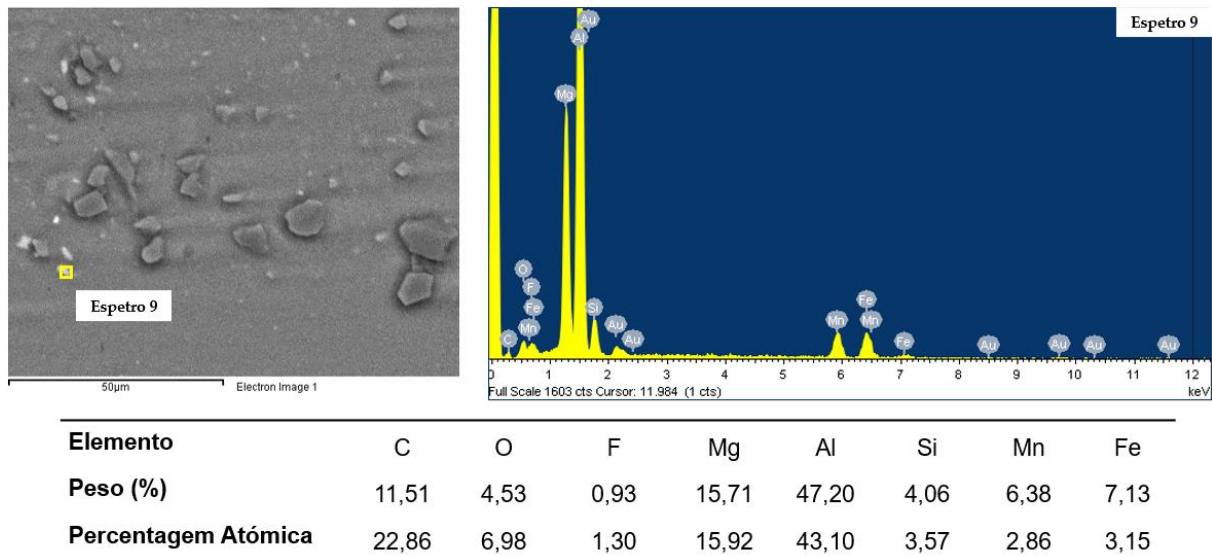


Figura 5.14 - Análise do espectro 9 da área 5

## 5.2 Condutividade Elétrica e Dureza de Vickers

Para se proceder à caracterização, por via indireta, das propriedades mecânicas dos compósitos bimetálicos produzidos, realizaram-se ensaios de microdureza e de correntes induzidas. A dureza é uma propriedade que influencia a resistência mecânica, logo pode ser um bom indicador da qualidade dos compósitos bimetálicos produzidos. As correntes induzidas são um ensaio não destrutivo que pode ser utilizado para avaliar a variação da dureza, visto que esta é inversamente proporcional à condutividade elétrica [2,44]. O *nugget* é uma zona com grão mais refinado e com um maior número de limites de grão, logo apresenta maior resistência à circulação elétrica e resistência mecânica mais elevada. Por outro lado, zonas com grão

coalescido, como é o caso das zonas termicamente afetadas, apresentam menor resistência mecânica e condutividade elétrica mais elevada [44].

A medição da variação da condutividade elétrica através das correntes induzidas e os mapas de microdureza foram feitas no sentido do lado em retrocesso para o lado em avanço. Ambos os ensaios foram realizados na secção transversal ao processamento. Foi necessário polir a face da amostra sobre a qual se realizaram os ensaios.

Para as medições com correntes induzidas utilizou-se uma sonda OLYMPUS MTF-30 a uma frequência de 1 MHz, o que corresponde a uma profundidade de penetração de aproximadamente 0,06 mm. Esta sonda foi utilizada em conjunto com o analisador de impedância NORTEC 500C. Os ensaios de microdurezas foram realizados utilizando um microdurómetro Vickers Mitutoyo HM-112. Foi analisado um perfil de 50 mm ao longo do comprimento da amostra. Para realizar as indentações foi utilizada uma carga de 0.5 kgf, com um espaçamento de 1 mm entre cada indentação.

Os gráficos que comparam a microdureza e a condutividade elétrica apresentados no presente subcapítulo correspondem aos ensaios que produziram resultados mais interessantes. Nas Figuras 5.15 e 5.16 estão representados os gráficos dos ensaios 13 e 20, respectivamente. Nas Figuras 5.17 e 5.18 estão representados os gráficos dos ensaios 16 e 19, respectivamente. Não foi possível realizar estas medições nos ensaios com o magnésio, uma vez que nesses ensaios formou-se uma fissura superficial.

Através da análise da Figura 5.15 verifica-se que no *nugget* da amostra obtida no ensaio 13 a dureza é mais elevada do que nas zonas termicamente afetadas. O mesmo já não se verifica na Figura 5.16 do ensaio 20 que apresenta valores de dureza mais instáveis. Nos ensaios 16 e 19 (Figuras 5.17 e 5.18) observa-se que os picos de dureza na zona do *nugget* correspondem às áreas onde existe uma maior concentração de partículas.

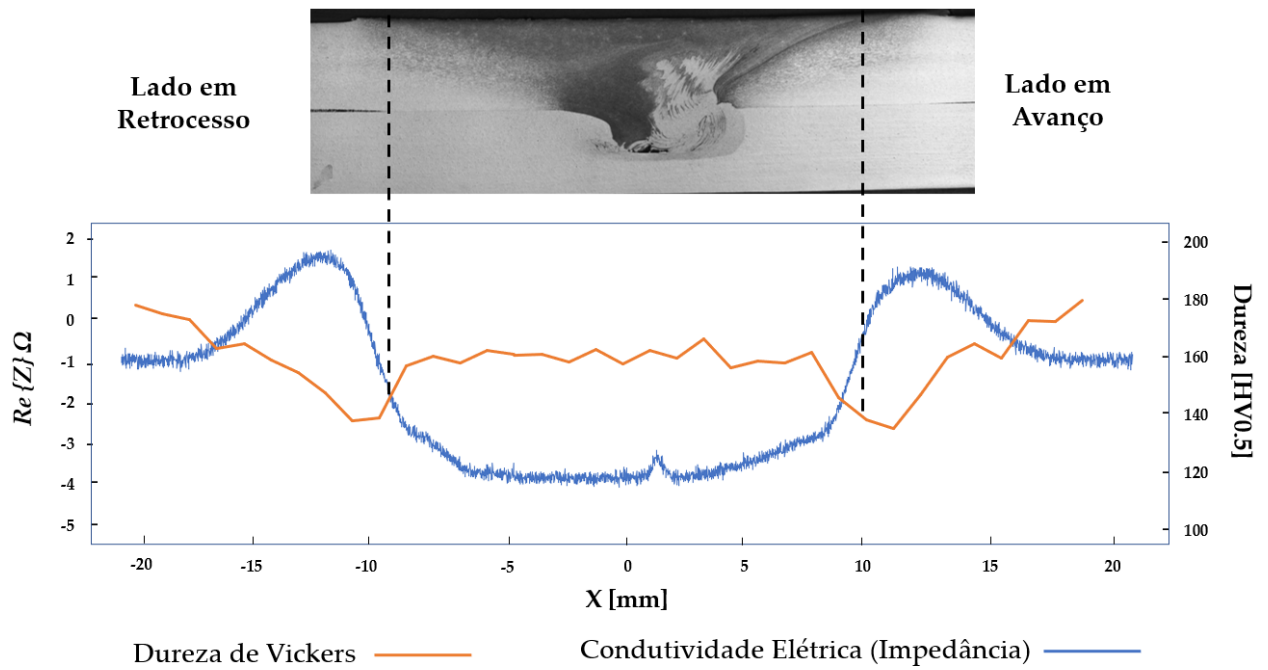


Figura 5.15 - Gráfico dureza - condutividade elétrica da amostra do ensaio 13

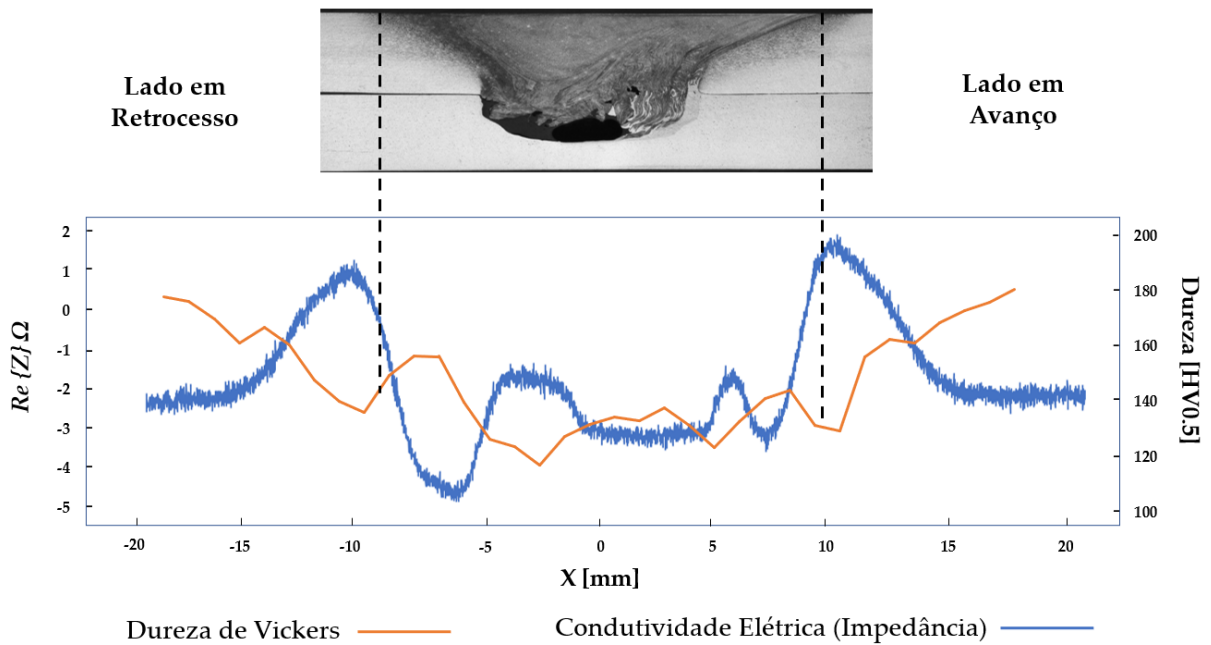


Figura 5.16 - Gráfico dureza - condutividade elétrica da amostra do ensaio 20

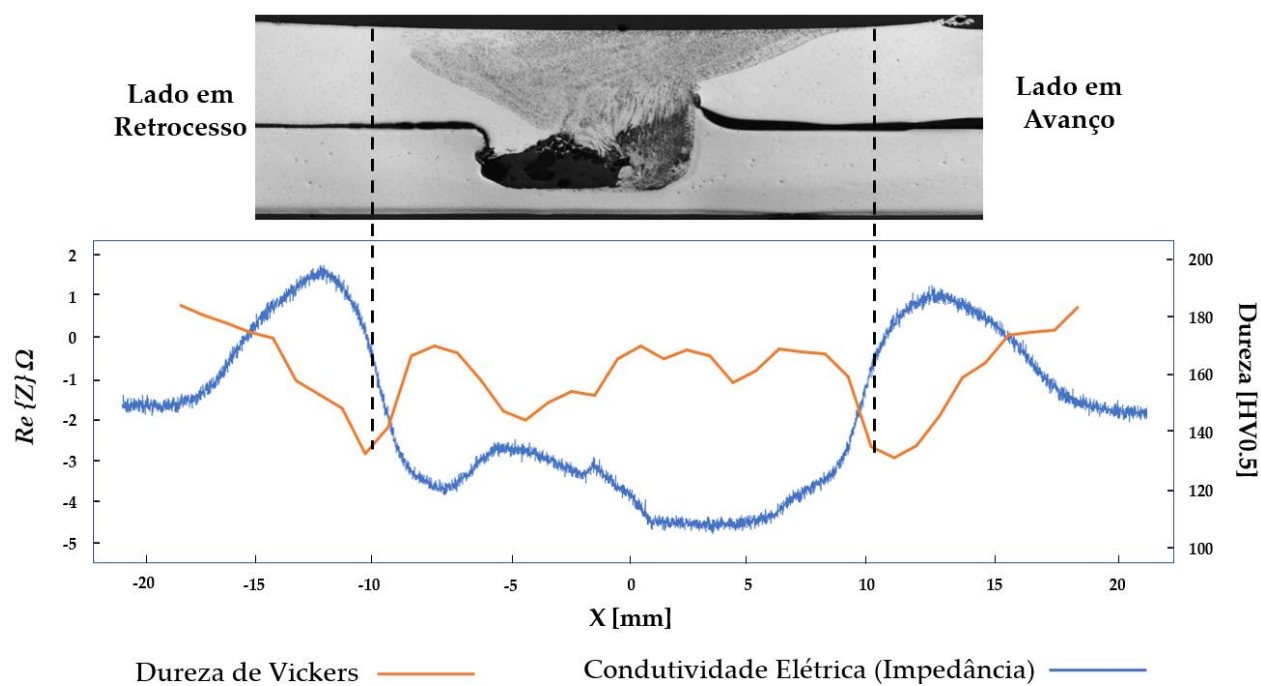


Figura 5.17 - Gráfico dureza - condutividade elétrica da amostra do ensaio 16

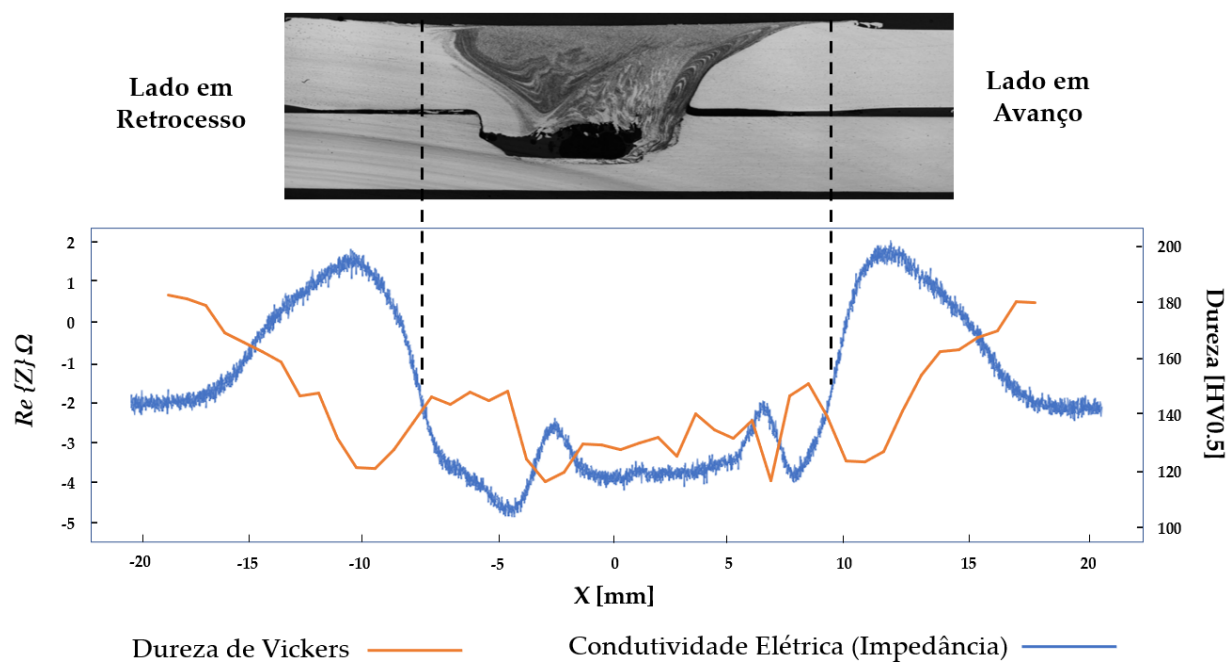


Figura 5.18 - Gráfico dureza - condutividade elétrica da amostra do ensaio 19

Conforme se concluiu na análise das amostras através do SEM, a mistura das ligas das chapas inferior e superior foi mais homogénea do que o se julgava e verificaram-se elementos da liga constituinte da chapa inferior na zona da chapa superior após o processo. Isto pode explicar o facto de os ensaios de UFSP dissimilares realizados apresentarem resultados distintos e mais instáveis na medição da dureza/condutividade, quando comparados com os ensaios de UFSP com chapas similares [2,27,29].



## 6 CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

### 6.1 Conclusões

Através da observação dos ensaios 14 e 15 foi possível concluir que parâmetros para os quais se tinham obtidos bons resultados sem partículas (verificou-se uma boa ligação entre as duas chapas com defeitos internos pouco significativos) não permitiram obter bons resultados quando se utilizou partículas. Assim sendo, nem todas as combinações que permitem obter uma boa ligação das chapas correspondem a parâmetros que permitem alcançar uma boa incorporação das partículas.

Apesar de os melhores parâmetros para ensaios de SFL sobreposta serem velocidades de rotação elevadas (sensivelmente entre 1000 e 2000 rev./min) e velocidades de avanço reduzidas (entre 100 e 20 mm/min.), estes parâmetros não foram os que produziram a melhor distribuição de partículas. Os ensaios 16 e 19 foram aqueles em que se obteve melhores resultados, tendo o 19 sido o melhor de todos. No ensaio 19 a velocidade de rotação foi de 900 rev/min e a velocidade de avanço de 180 mm/min. A chapa superior era da liga de alumínio 7075 e a chapa inferior da liga de alumínio 6082.

O processamento dos compósitos com magnésio foi mais instável do que quando apenas se utilizou alumínio. Apesar disso, foi possível perceber através do ensaio 21 que a incorporação das partículas de SiC numa matriz metálica alumínio 6082-magnésio AZ31B é possível. Teria sido necessário utilizar uma ferramenta com uma maior relação diâmetro do *shoulder*/diâmetro do pino para se conseguir acomodar o magnésio durante o processamento e evitar o surgimento de fissuras superficiais no compósito.

Também se chegou à conclusão de que a chapa inferior não é apenas uma chapa de sacrifício, uma vez que, apesar do defeito interno significativo que se verifica após o processamento, a análise do SEM revelou uma grande incorporação da liga inferior na zona superior. Assim sendo, a produção de compósitos bimetálicos por UFSP pode trazer vantagens em relação aos compósitos produzidos por UFSP a partir de uma matriz monometálica, visto que a composição química da chapa superior é alterada de forma significativa.

A incorporação de fragmentos da ferramenta na matriz metálica do compósito final pode ser algo indesejável consoante a utilização final pretendida para o compósito. Assim sendo, com o objetivo de colmatar este erro poderia ser interessante utilizar uma ferramenta mais dura, como por exemplo uma ferramenta de PCBN.

Os resultados de microdureza e condutividade elétrica foram mais instáveis do que aqueles apresentados em trabalhos anteriores do UFSP. A matriz metálica era constituída por dois materiais diferentes que tinham durezas e condutividades elétricas diferentes. Como se verificou uma incorporação significativa da liga inferior na zona superior do compósito, isso pode explicar os resultados obtidos.

## 6.2 Sugestões de Trabalhos Futuros

Para a continuação do estudo da produção de compósitos bimetálicos por UFSP poderia ser interessante experimentar o processamento de diferentes materiais, como por exemplo duas ligas de alumínio dissimilares mais macias do que as que foram utilizadas. Isto permitiria perceber se a dureza dos materiais da matriz metálica pode ter alguma influência na incorporação das partículas.

Realizar novamente os ensaios de UFSP com a matriz metálica alumínio 6082 - magnésio AZ31B, utilizando uma nova ferramenta com uma relação diâmetro do *shoulder*/diâmetro do pino, poderia permitir obter resultados mais interessantes. Seria necessário produzir uma ferramenta que permitisse utilizar o pino *Triflute* de 8 mm de diâmetro e um *shoulder* de diâmetro superior a 19 mm.

A automatização da tecnologia de processamento, nomeadamente ao nível de controlo de força e penetração da ferramenta no material, permitiria uma melhor repetibilidade. Como não é possível garantir o controlo da força axial durante o processo, visto que é realizado de forma manual, existe sempre alguma instabilidade no processo e diferenças nos resultados.

Também poderia ser interessante o aprofundamento do estudo do desgaste da ferramenta e perceber se é possível evitar a incorporação de fragmentos de ferro nos compósitos, resultante do próprio desgaste da mesma.

O estudo do fluxo dos materiais durante o processamento seria um bom complemento à análise SEM e permitira uma melhor compreensão da tecnologia de fabrico UFSP.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] Mondal M, Das H, Hong ST, Jeong BS, Han HN. Local enhancement of the material properties of aluminium sheets by a combination of additive manufacturing and friction stir processing. *CIRP Annals* 2019;68:289–92. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2019.04.109>.
- [2] Inácio PL, Nogueira F, Ferreira FB, Vidal C, Schell N, Tero T, et al. Functionalized material production via multi-stack Upward Friction Stir Processing (UFSP). *Materials and Manufacturing Processes* 2022;37:11–24. <https://doi.org/10.1080/10426914.2021.1942909>.
- [3] Mishra RS, Ma ZY, Charit I. Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite. n.d.
- [4] Ardalanniya A, Nourouzi S, Jamshidi Aval H. Fabrication of the laminated Al-Zn-Cup/Al-Zn composite using friction stir additive manufacturing. *Mater Today Commun* 2021;27. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102268>.
- [5] Mishra RS, Mahoney MW. Friction stir processing: A new grain refinement technique to achieve high strain rate superplasticity in commercial alloys. *Materials Science Forum*, vol. 357–359, Trans Tech Publications Ltd; 2001, p. 507–14. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.357-359.507>.
- [6] Harwani D, Badheka V, Patel V, Li W, Andersson J. Developing superplasticity in magnesium alloys with the help of friction stir processing and its variants - A review. *Journal of Materials Research and Technology* 2021;12:2055–75. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.03.115>.
- [7] Rana H, Badheka V. Influence of friction stir processing conditions on the manufacturing of Al-Mg-Zn-Cu alloy/boron carbide surface composite. *J Mater Process Technol* 2018;255:795–807. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.01.020>.
- [8] García-Bernal MA, Mishra RS, Verma R, Hernández-Silva D. Influence of friction stir processing tool design on microstructure and superplastic behavior of Al-Mg alloys. *Materials Science and Engineering A* 2016;670:9–16. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.115>.
- [9] Sharma V, Gupta Y, Kumar BVM, Prakash U. Friction Stir Processing Strategies for Uniform Distribution of Reinforcement in a Surface Composite. *Materials and Manufacturing Processes* 2016;31:1384–92. <https://doi.org/10.1080/10426914.2015.1103869>.

- [10] M. R, Gandra J, Vila P. Surface Modification by Friction Based Processes. *Modern Surface Engineering Treatments*, InTech; 2013. <https://doi.org/10.5772/55986>.
- [11] Elangovan K, Balasubramanian V, Valliappan M. Influences of tool pin profile and axial force on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2008;38:285–95. <https://doi.org/10.1007/s00170-007-1100-2>.
- [12] Taheri H, Kilpatrick M, Norvalls M, Harper WJ, Koester LW, Bigelow T, et al. Investigation of nondestructive testing methods for friction stirwelding. *Metals (Basel)* 2019;9. <https://doi.org/10.3390/met9060624>.
- [13] Senthilkumar R, Prakash M, Arun N, Jeyakumar AA. The effect of the number of passes in friction stir processing of aluminum alloy (AA6082) and its failure analysis. *Appl Surf Sci* 2019;491:420–31. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.06.132>.
- [14] Asadi P, Faraji G, Besharati MK. Producing of AZ91/SiC composite by friction stir processing (FSP). *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2010;51:247–60. <https://doi.org/10.1007/s00170-010-2600-z>.
- [15] Rana H, Badheka V. Influence of friction stir processing conditions on the manufacturing of Al-Mg-Zn-Cu alloy/boron carbide surface composite. *J Mater Process Technol* 2018;255:795–807. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.01.020>.
- [16] Rathee S, Maheshwari S, Siddiquee AN, Srivastava M. Distribution of reinforcement particles in surface composite fabrication via friction stir processing: Suitable strategy. *Materials and Manufacturing Processes* 2018;33:262–9. <https://doi.org/10.1080/10426914.2017.1303147>.
- [17] Avettand-Fènoël MN, Simar A, Shabadi R, Taillard R, de Meester B. Characterization of oxide dispersion strengthened copper based materials developed by friction stir processing. *Mater Des* 2014;60:343–57. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.04.012>.
- [18] Lim DK, Shibayanagi T, Gerlich AP. Synthesis of multi-walled CNT reinforced aluminium alloy composite via friction stir processing. *Materials Science and Engineering A* 2009;507:194–9. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.11.067>.
- [19] Srivastava M, Rathee S, Maheshwari S, Noor Siddiquee A, Kundra TK. A Review on Recent Progress in Solid State Friction Based Metal Additive Manufacturing: Friction Stir Additive Techniques. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences* 2019;44:345–77. <https://doi.org/10.1080/10408436.2018.1490250>.

- [20] Glaspy J, Tchekmedyian N, Gupta S, Macran S, Aristides M, Fitzgerald P, et al. Friction stir processing of commercial AZ31 magnesium alloy. n.d.
- [21] Ma ZY. Friction stir processing technology: A review. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2008;39 A:642–58. <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9459-0>.
- [22] Sunil BR, Reddy GPK, Patle H, Dumpala R. Magnesium based surface metal matrix composites by friction stir processing. *Journal of Magnesium and Alloys* 2016;4:52–61. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2016.02.001>.
- [23] Simar A, Mertens A, Ryelandt S, Delannay F, Brassart L. Mean-field model analysis of deformation and damage in friction stir processed Mg-C composites. *Materials Science and Engineering A* 2018;723:324–33. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.03.043>.
- [24] Zhu J, Wei S, Lee IY, Park S, Willis J, Haldolaarachchige N, et al. Silica stabilized iron particles toward anti-corrosion magnetic polyurethane nanocomposites. *RSC Adv* 2012;2:1136–43. <https://doi.org/10.1039/c1ra00758k>.
- [25] Shrivastava A, Krones M, Pfeifferkorn FE. Comparison of energy consumption and environmental impact of friction stir welding and gas metal arc welding for aluminum. *CIRP J Manuf Sci Technol* 2015;9:159–68. <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2014.10.001>.
- [26] Darras BM, Khraisheh MK, Abu-Farha FK, Omar MA. Friction stir processing of commercial AZ31 magnesium alloy. *J Mater Process Technol* 2007;191:77–81. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.03.045>.
- [27] Duarte Santiago. Desenvolvimento da tecnologia Upstream Friction Stir Processing(UFSP) 2020.
- [28] Li W, Li J, Zhang Z, Gao D, Wang W, Dong C. Improving mechanical properties of pinless friction stir spot welded joints by eliminating hook defect. *Mater Des* 2014;62:247–54. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.05.028>.
- [29] Pedro Meneses. Desenvolvimento, produção e caracterização de compósitos de matriz metálica reforçados com partículas funcionais por Upward Friction Stir Processing (UFSP) 2021.
- [30] Mihail Vasilache. Processamento no estado sólido de compósitos de magnésio com partículas bioativas 2022.
- [31] Mishra RS, Ma ZY. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R: Reports* 2005;50. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>.
- [32] Grimm A, Schulze S, Silva A, Göbel G, Standfuss J, Brenner B, et al. Friction Stir welding of Light Metals for Industrial Applications. *Mater Today Proc*, vol. 2, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2015.05.007>.

- [33] Zamani MH, Divandari M, Tamizifar M. On the characteristics of friction stir welding lap joint of magnesium and aluminum. *Iranian Journal of Materials Science and Engineering* 2018;15. <https://doi.org/10.22068/ijmse.15.1.64>.
- [34] Gao Y, Morisada Y, Fujii H, Liao J. Dissimilar friction stir lap welding of magnesium to aluminum using plasma electrolytic oxidation interlayer. *Materials Science and Engineering A* 2018;711. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.034>.
- [35] Prasad SVS, Prasad SB, Verma K, Mishra RK, Kumar V, Singh S. The role and significance of Magnesium in modern day research-A review. *Journal of Magnesium and Alloys* 2022;10. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.05.012>.
- [36] Milosan I, Bedő T, Gabor C, Munteanu D, Pop MA, Catana D, et al. Characterization of aluminum alloy-silicon carbide functionally graded materials developed by centrifugal casting process. *Applied Sciences (Switzerland)* 2021;11. <https://doi.org/10.3390/app11041625>.
- [37] T. Santos. *Ensaio Não Destrutivos por Correntes Induzidas: Desenvolvimento e Aplicação à Soldadura por Fricção Linear*. 2009.
- [38] Jayaseelan P, Christy T v., Vijay SJ, Nelson R. Effect of tool material, profile and D/d ratio in friction stir welding of aluminium metal matrix composites. *Mater Res Express* 2019;6. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab30b1>.
- [39] Tamadon A, Pons DJ, Sued K, Clucas D. Development of metallographic etchants for the microstructure evolution of A6082-t6 BFSW welds. *Metals (Basel)* 2017;7. <https://doi.org/10.3390/met7100423>.
- [40] Bandi A, Bakshi SR. Effect of Pin Length and Rotation Speed on the Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Lap Joints of AZ31B-H24 Mg Alloy and AA6061-T6 Al Alloy. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2020;51. <https://doi.org/10.1007/s11661-020-06020-8>.
- [41] Sponsors S, News LN. The History and Working Principle of the Scanning Electron Microscope ( SEM ). Mar 20 2015 2015.
- [42] Abdullah A, Mohammed A. Scanning Electron Microscopy ( SEM ): A Review Scanning Electron Microscopy ( SEM ): A Review. *Proceedings of 2018 International Conference on Hydraulics and Pneumatics - HERVEX 2019*.
- [43] Giorjão RAR, Avila JA, Escobar JD, Pereira VF, Marinho RR, Paes MTP, et al. The study of volumetric wearing of PCBN/W-Re composite tool during friction stir processing of

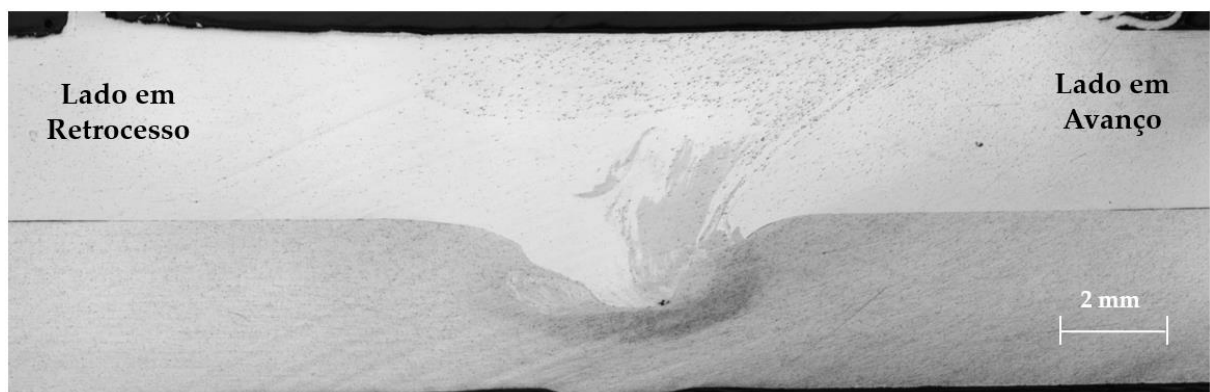
pipeline steels (X70) plates. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2021;114. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-06932-8>.

- [44] Sorger GL, Oliveira JP, Inácio PL, Enzinger N, Vilaça P, Miranda RM, et al. Non-destructive microstructural analysis by electrical conductivity: Comparison with hardness measurements in different materials. *J Mater Sci Technol* 2019;35. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.09.047>.

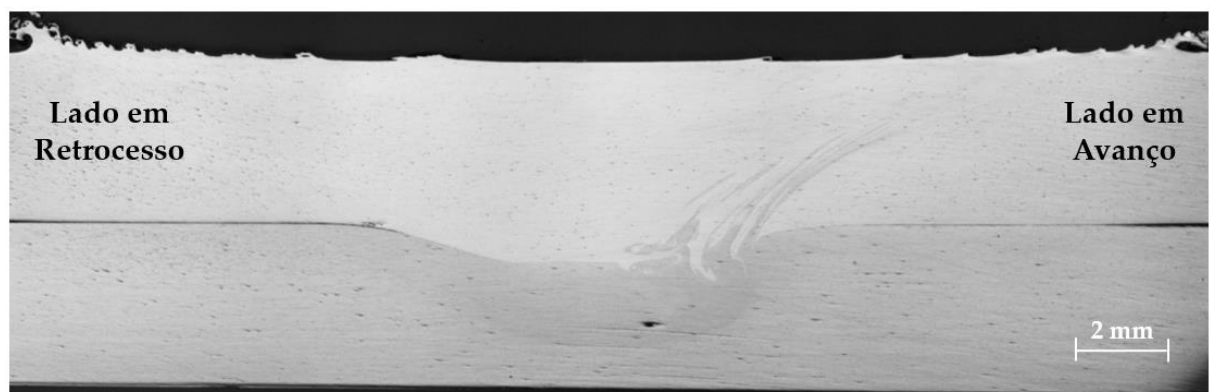


| A  
APÊNDICE

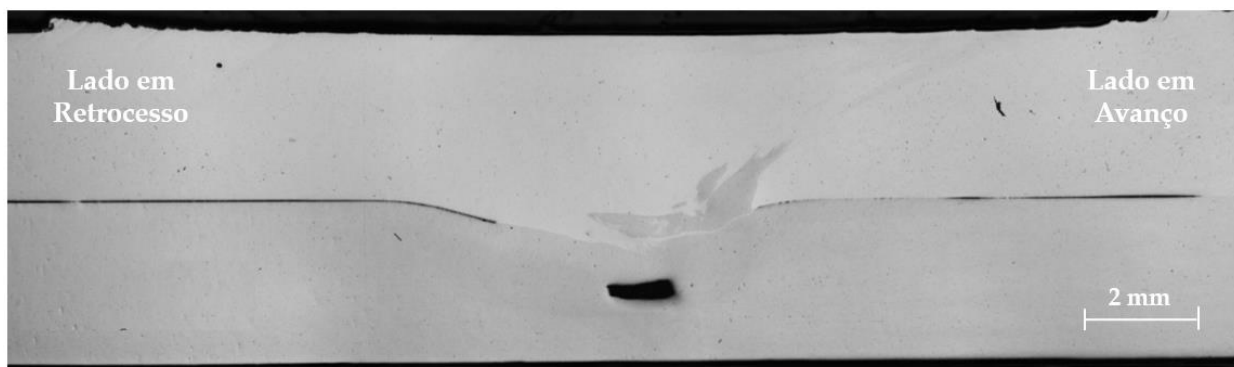
A.1 Macrografias das Amostras Obtidas nos Ensaios Experimentais não Contrastadas



Macrografia da amostra do ensaio 1 não contrastada



Macrografia da amostra do ensaio 3 não contrastada



Macrografia da amostra do ensaio 5 não contrastada



Macrografia da amostra do ensaio 13 não contrastada



Macrografia da amostra do ensaio 20 não contrastada





2022

FILIPPE MOREIRA

PRODUÇÃO DE COMPÓSITOS BIMETÁLICOS REFORÇADOS COM MICROPARTÍCULAS  
FUNCIONAIS POR UPWARD FRICTION STIR PROCESSING (UFSP)