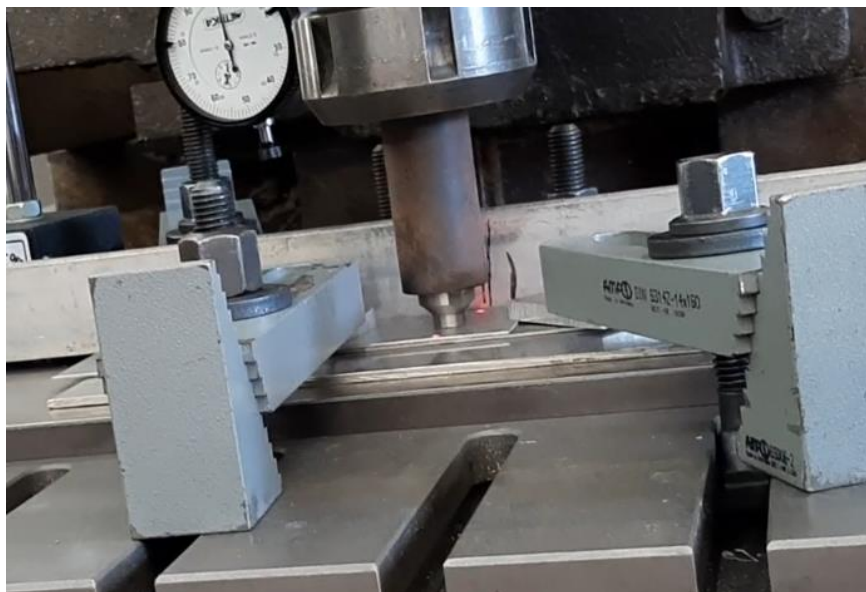




# ISEL



## **Ligação Heterogénea de Titânio e Magnésio por *Friction Stir Spot Welding***

**ANTÓNIO JOSÉ DE MELO E CASTRO VIEIRA**  
(Licenciado em Engenharia Mecânica)

Dissertação para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, na Área de  
Especialização de Manutenção e Produção

**Orientadores:**

Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão  
Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão  
Doutor Rui Manuel Ferreira Leal

**Júri:**

Presidente: Doutor Mário José Gonçalves Cavaco Mendes  
Vogais:  
Doutor David Gomes Andrade  
Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão

**Julho de 2024**

# **Ligação Heterogénea de Titânio e Magnésio por *Friction Stir Spot Welding***

**ANTÓNIO JOSÉ DE MELO E CASTRO VIEIRA**  
(Licenciado em Engenharia Mecânica)

Dissertação para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, na Área de  
Especialização de Manutenção e Produção

**Orientadores:**

Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão, ISEL/IPL  
Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão, Universidade de  
Coimbra  
Doutor Rui Manuel Ferreira Leal, Instituto Politécnico de Leiria

**Júri:**

Presidente: Doutor Mário José Gonçalves Cavaco Mendes, ISEL/IPL  
Vogais:  
Doutor David Gomes Andrade, Universidade de Coimbra  
Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão, ISEL/IPL

**Julho de 2024**

# Agradecimentos

Começar por agradecer ao Professor Doutor Ivan Galvão por aceitar o meu pedido de realização deste tema, por todo o apoio e paciência durante a elaboração deste trabalho. A disponibilidade em apoiar nas mais diversas etapas, sempre que foi preciso.

Agradecer igualmente todo o apoio do Professor Doutor Carlos Leitão e do Professor Doutor Rui Leal pelas diversas sugestões de melhoria ao longo do trabalho e durante as reuniões. Sugestões que a muito custo, auxiliaram-me a melhorar na forma de expressar, na forma de expor a informação estruturada.

Agradecer também aos Departamentos de Engenharia Mecânica do ISEL e da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, que permitiram a utilização dos seus espaços, dos seus equipamentos, para a elaboração deste trabalho.

Agradecer às pessoas que tive o prazer de conhecer na Universidade de Coimbra e auxiliaram bastante na realização deste trabalho: Senhor Fernando Bernardes, Engenheiro Luís Ferreira, Engenheiro Miguel Pereira e o Doutor Luís Vilhena. Muito obrigado pelo apoio no laboratório, no tratamento e organização dos dados e interpretação dos mesmos.

Preendo, também, agradecer ao Instituto Politécnico de Lisboa, que contribuiu para o financiamento deste estudo, através do projeto IPL/2021/SSWeld\_ISEL

Por último, agradecer à família e amigos que, diretamente e indiretamente, me apoiaram na elaboração deste trabalho e ao longo deste grande percurso.

## Declaração de integridade

Declaro que esta dissertação é o resultado da minha investigação pessoal e independente. O seu conteúdo é original e todas as fontes listadas nas referências bibliográficas foram consultadas e estão devidamente mencionadas no texto. Mais declaro que todas as referências científicas e técnicas relevantes para o desenvolvimento do trabalho estão devidamente citadas e constam das referências bibliográficas.

O autor

*António Vieira*

Lisboa, 1 de Julho de 2024

# Resumo

*Friction Stir Spot Welding* (FSSW) oferece novas oportunidades para unir materiais diferentes, como ligas de Magnésio a ligas de Titânio. A produção destas ligações permite a combinação da baixa densidade do Magnésio com a resistência específica e a resistência à corrosão do Titânio. Trata-se de uma combinação inovadora e pouco explorada na literatura, mas que pode revolucionar determinados setores industriais, através do aparecimento de soluções de Engenharia especialmente disruptivas. Neste sentido, o presente trabalho teve por objetivo produzir e caracterizar morfológica, microestrutural e mecanicamente soldaduras heterogêneas de Titânio e Magnésio por FSSW. Testaram-se diferentes valores de velocidade de rotação, profundidade de penetração e tempo de soldadura. Para o efeito, foi utilizada microscopia ótica, microscopia eletrônica de varrimento, espectroscopia por dispersão de energia, ensaios de dureza e ensaios de tração-corte.

Este processo permitiu unir ligas de Mg e Ti, usando o Mg como chapa superior, com o objetivo de minimizar o desgaste da ferramenta. Todas as ligações apresentaram semelhanças na sua morfologia global, apesar das várias condições testadas. Todos os parâmetros testados tiveram grande impacto nas temperaturas e na sua evolução ao longo do processo. Por sua vez, a velocidade de rotação apresentou o maior impacto nas condições de soldadura, sendo o principal responsável pela união, ou não, dos materiais. Para velocidades de rotação de 870 rpm, não houve união. Relativamente à macro e microestrutura das ligações, a união dos materiais não se processou através do estabelecimento de mecanismos de macro e microancoragem, o que se deveu, seguramente, à geometria da ferramenta e à diferença nas propriedades mecânicas dos materiais. As ligações bem sucedidas apresentaram resultados de resistência muito promissores. Verificou-se que as ligações produzidas com maior velocidade de rotação e tempo de soldadura apresentam maior resistência mecânica, o que resulta da maior largura de ligação na interface.

**Palavras-chave:** *Friction stir spot welding*; Magnésio; Titânio; Interface; Junta dissimilar.

# Abstract

Friction Stir Spot Welding (FSSW) offers new opportunities for joining different materials, such as magnesium alloys to titanium alloys. The production of these joints allows the low density of magnesium to be combined with the specific strength and corrosion resistance of titanium. This is an innovative combination that has been little explored in the literature, but which could revolutionise certain industrial sectors, through the emergence of particularly disruptive engineering solutions. The aim of this study was to produce and morphologically, microstructurally and mechanically characterise dissimilar Titanium-Magnesium FSS welds. Different values of rotation speed, penetration depth and welding time were tested. Optical microscopy, scanning electron microscopy, energy dispersive spectroscopy, hardness tests and tensile shear tests were used to analyse the welds.

This process made it possible to join Mg and Ti alloys, using Mg as the top plate, with the aim of minimising tool wear. All the welds showed similarities in their overall morphology, despite the various conditions tested. All the parameters tested had a major impact on the temperatures and their evolution throughout the process. In turn, the rotation speed had the greatest impact on the welding conditions, being the main factor responsible for the joining or not of the materials. For rotation speeds of 870 rpm, there was no bonding. With regard to the macro and microstructure of the joints, the materials were not joined through the establishment of macro and micro interlocking mechanisms, which was certainly due to the geometry of the tool and the difference in the mechanical properties of the materials. The successful joints showed very promising strength results. It was found that the joints produced with a higher rotation speed and welding time have greater mechanical strength, which results from the greater bonding width at the interface.

**Keywords:** Friction stir spot welding; Magnesium; Titanium; Interface; Dissimilar Joint.

# Índice

1.	Introdução .....	1
2.	Revisão bibliográfica.....	3
2.1.	Friction Stir Spot Welding .....	3
2.2.	Propriedades mecânicas .....	4
2.2.1.	Dureza .....	4
2.2.2.	Resistência Mecânica.....	9
2.3.	Metalografia .....	20
2.3.1.	Microestrutura .....	20
2.4.	Ferramenta.....	26
2.5.	Análise de temperaturas .....	34
3.	Procedimento experimental .....	40
3.1.	Propriedades dos materiais base.....	40
3.2.	Processo de soldadura.....	41
3.3.	Técnicas de caracterização.....	44
3.3.1.	Inspeção visual .....	44
3.3.2.	Análise metalográfica.....	44
3.3.3.	Análise da penetração real .....	45
3.3.4.	Zona de ligação.....	46
3.3.5.	Ensaio de microdureza .....	48
3.3.6.	Análise SEM/EDS.....	49
3.3.7.	Ensaio de tração/corte .....	50
4.	Resultados e discussão.....	52
4.1.	Morfologia da secção transversal da soldadura .....	52
4.1.1.	Análise qualitativa .....	52
4.1.2.	Análise quantitativa.....	54
4.1.3.	Zona de ligação.....	54
4.2.	Inspeção visual das soldaduras .....	56
4.3.	Análise de temperaturas .....	58
4.3.1.	Representação gráfica do ciclo térmico .....	58
4.3.2.	Comparação da temperatura máxima .....	61
4.3.3.	Rácio de aumento de temperatura com o tempo .....	62
4.4.	Análise morfológica.....	64
4.4.1.	Análise da superfície.....	64
4.4.2.	Comparação do diâmetro da ferramenta com os parâmetros .....	65
4.5.	SEM/EDS .....	67
4.6.	Ensaio de dureza.....	69
4.6.1.	Variação da dureza em função da distância ao centro da soldadura .....	69
4.6.2.	Comparação da dureza na SZ entre as diversas soldaduras .....	70
4.7.	Ensaio de tração-corte .....	74
5.	Conclusões .....	77
6.	Propostas de trabalho futuro .....	79

**Referências Bibliográficas** ..... 80

# Índice de Figuras

Figura 2.1 - Esquema ilustrativo do processo Friction Stir Spot Welding [1].	3
Figura 2.2 - Variação da dureza com a secção transversal da soldadura [11].	5
Figura 2.3 - Distribuição da dureza em função da distância [13].	5
Figura 2.4 - Influência dos tratamentos térmicos no valores das durezas de ligas de Ti [31].	7
Figura 2.5 – Influência dos tratamentos térmicos na dureza [20].	8
Figura 2.6 - Distribuição da dureza: (a) da amostra no Magnésio; (b) da zona de soldadura entre os materiais [32].	9
Figura 2.7 - Fraturas após ensaios de tração a provetes produzidos por BFSW a 2000 rpm a (a) 25 °C e (b) 200 °C [6].	11
Figura 2.8 - Comparação da tensão de rotura entre os materiais base e a ligação FSW [14].	11
Figura 2.9 - Influência da velocidade de avanço na resistência mecânica [19].	12
Figura 2.10 – Propriedades mecânicas do BM e soldaduras [21].	13
Figura 2.11 - Imagens SEM da superfície de fratura: a) BM, a 800 rpm; b) zona superior; c) zona central; d) zona inferior [21].	15
Figura 2.12 - Início e propagação de fenda: a) 218416 ciclos; b) Ampliação da imagem a); c) 1418698 ciclos; d) ampliação da imagem c) [31].	16
Figura 2.13 - Relação da tensão máxima com o número de ciclos em amostras com diversas velocidades de avanço [30].	17
Figura 2.14 - Tensão de rotura dos materiais base e das soldaduras ligadas [37].	18
Figura 2.15 - Tensão de rotura das soldaduras produzidas a diferentes velocidades de rotação [39].	19
Figura 2.16 - Microestrutura da liga de Magnésio AZ31B a diversas velocidades de rotação com microscopia da SZ, TMAZ e HAZ do lado de avanço e recuo [40].	21
Figura 2.17 - Interface com ângulo de contacto [41].	21
Figura 2.18 - Efeitos do perfil da ferramenta na microestrutura do Magnésio AZ61A na SZ [34].	22
Figura 2.19 - Imagem obtida a partir do processo de EBSD para determinar o tamanho de grão [26].	23
Figura 2.20 - Microestrutura representante das fases $\alpha$ e $\beta$ do Titânio a diversas posições e rotações da ferramenta [21].	24
Figura 2.21 - Microestrutura: (a) BM, (b) HAZ, (c) TMAZ, (d) SZ a 160 mm/min, (e) SZ a 120 mm/min e (f) SZ a 40 mm/min [32].	25
Figura 2.22 - Formas da ferramenta e pinos [9].	26
Figura 2.23 - Comparação das tensões máximas em função da velocidade de avanço e da forma da ferramenta [34].	28
Figura 2.24 - Exemplos das formas das ferramentas [28].	31
Figura 2.25 - a) Desgaste da ferramenta após cada ensaio; b) presença de fragmentos da ferramenta na zona de soldadura [18].	31
Figura 2.26 - Exemplos de offsets utilizados pelos autores [39].	33
Figura 2.27 - a) Análise da temperatura em função do material; b) Análise da temperatura do lado do retorno a diversas velocidades de rotação [55].	35
Figura 2.28 - Diagrama de transferência de calor na secção em corte, durante o processo de DSFSSW: a) pré-aquecimento, b) soldadura [48].	36
Figura 2.29 - Distribuição da temperatura durante a soldadura [28].	38
Figura 3.1 - a) Base (shoulder) com diâmetro de 10 mm; b) Ferramenta (corpo + extremidade removível).	41
Figura 3.2 - a) Fixação utilizada no processo de FSSW; b) Esquema representativo da fixação aplicada.	42
Figura 3.3 - a) Furo na chapa superior para medição da temperatura durante o processo de FSSW; b) Representação esquemática da posição do termopar durante o processo de FSSW.	43
Figura 3.4 - Microscópio ótico Leica DM4000M LED.	45
Figura 3.5 - Exemplificação do cálculo da profundidade de penetração real, para a amostra T7-1500-20.	45
Figura 3.6 - Exemplificação esquemática do rácio da zona ligada.	47
Figura 3.7 - Exemplificação do cálculo do rácio da zona ligada, para a amostra T7-1500-20.	47
Figura 3.8 - a) Microdurómetro LTF SpA GALILEO ISOSCAN ODAutomatic; b) representação esquemática dos perfis de indentações.	48
Figura 3.9 - Indentação no Magnésio, ampliação de 500x.	49
Figura 3.10 - Máquina de espectroscopia Hitachi SU3800.	50

Figura 3.11 - Máquina de tração universal Shimadzu AGS-X 100 kN. ....	51
Figura 4.1 - Macroestruturas das soldaduras analisadas. ....	53
Figura 4.2 - Rácios das zonas ligadas, correspondentes a cada ensaio. ....	55
Figura 4.3 - Representação gráfica das condições de soldadura testadas e respetivos resultados. ...	56
Figura 4.4 - Aspeto visual das soldaduras: a) T11-870-20; b) T12-870-60; c) T9-1500-5; d) T3-1500-20. ....	57
Figura 4.5 – Ciclo térmico dos ensaios produzidos a 870 rpm. ....	58
Figura 4.6 – Ciclo térmico do ensaio T10-1140-20. ....	59
Figura 4.7 – Ciclo térmico dos ensaios produzidos a 1500 rpm. ....	60
Figura 4.8 – Ciclo térmico dos ensaios produzidos com uma duração de 20 s. ....	60
Figura 4.9 - Comparação da temperatura máxima atingida nos ensaios de soldadura. ....	62
Figura 4.10 - Rácio do aumento da temperatura para os ensaios bem-sucedidos. ....	63
Figura 4.11 - Relação da profundidade de penetração com o rácio ....	63
Figura 4.12 - Comparação dos diâmetros das diferentes soldaduras. ....	66
Figura 4.13 - Interfaces obtidas através do SEM: a) T9-1500-5; b) T10-1140-20. ....	67
Figura 4.14 - Análise da variação dos elementos na linha da SZ dos ensaios: a) T6-1500-60; b) T7-1500-20; c) T9-1500-5; d) T10-1140-20. ....	68
Figura 4.15 - Variação da dureza do Mg em função da distância ao centro da soldadura. ....	69
Figura 4.16 - Variação da dureza do Ti em função da distância ao centro da soldadura. ....	70
Figura 4.17 - Variação da dureza do Mg na zona de ligação. ....	71
Figura 4.18 - Variação da dureza do Mg na zona de ligação. ....	72
Figura 4.19 - Representação gráfica da dureza média do Mg na SZ em função da penetração. ....	73
Figura 4.20 - Representação gráfica da dureza média do Ti na SZ em função da penetração. ....	73
Figura 4.21 – Curvas força-alongamento das soldaduras: a) T6-1500-60; b) T7-1500-20; c) T9-1500-5 e d) T10-1140-20. ....	74
Figura 4.22 - Representação da falha interfacial dos provetes. ....	75

# Índice de Tabelas

Tabela 2.1 - Tensão de rotura dos materiais base e das respetivas ligações dos artigos de Magnésio analisados. ....	10
Tabela 2.2 – Tensão de rotura dos materiais base e das respetivas ligações dos artigos de Titânio analisados. ....	12
Tabela 2.3 – Tensão de rotura dos materiais base e das respetivas ligações dos artigos de Titânio e Magnésio. ....	19
Tabela 2.4 - Dados de ferramentas dos artigos de Magnésio. ....	27
Tabela 2.5 - Dados de ferramentas dos artigos de Titânio. ....	30
Tabela 2.6 - Dados de ferramentas dos artigos de Titânio e Magnésio. ....	32
Tabela 2.7 - Processos e Medições de temperatura do Magnésio. ....	34
Tabela 2.8 - Influências da temperatura na resistência mecânica e energia absorvida [57]. ....	37
Tabela 2.9 - Influência da velocidade de avanço na temperatura e conseqüente tamanho de grão [32] .....	39
Tabela 3.1 - Composição química (% pond.) das ligas AZ31 e Ti-6Al-4V [58]. ....	40
Tabela 3.2 - Propriedades físicas e mecânicas do AZ31 e do Ti-6Al-4V [58]. ....	40
Tabela 3.3 - Parâmetros e condições utilizadas durante os ensaios de FSSW. ....	42
Tabela 4.1 - Cálculo da diferença entre a penetração teórica e a penetração real. ....	54
Tabela 4.2 - Cálculo do rácio da largura da zona ligada. ....	55
Tabela 4.3 – Aspeto superficial das soldaduras e medição do diâmetro de soldadura. ....	64
Tabela 4.4 - Forças máximas e médias dos ensaios de tração-corte. ....	76
Tabela 4.5 - Comparação da força máxima média com o diâmetro de soldadura. ....	76

## Lista de abreviaturas

*AS – Advancing Side*  
*BFSW – Bobbin Friction Stir Welding*  
*BM – Base Material*  
*CR – Connection Ratio*  
*CZ – Connection Zone*  
*DRX – Dynamic Recrystallization*  
*EBSD – Electron Backscatter Diffraction*  
*EDS – Energy Dispersive Spectroscopy*  
*EC – Effective Connection*  
*FSLW – Friction Stir Lap Welding*  
*FSSW – Friction Stir Spot Welding*  
*FSVW – Friction Stir Vibration Welding*  
*HAZ – Heat Affected Zone*  
*LLFSW – Large Load Friction Stir Welding*  
*MT – Magnesium Thick*  
*PAZ – Pin-Affected Zone*  
*PWHT – Post-Weld Heat Treatment*  
*RD – Real depth*  
*RFSSW – Refill Friction Stir Spot Welding*  
*RS – Retreating Side*  
*RSW – Resistance Spot Welding*  
*SAZ – Shoulder-affected zone*  
*SEM – Scanning Electron Microscope/Microscopy*  
*SFPSW – Self-consumption Friction Plug Spot Welding*  
*SP – Shot Peening*  
*SZ – Stir Zone*  
*TMAZ – Thermo-Mechanically Affected Zone*  
*TT – Titanium Thick*  
*TW – Tool Width*  
*UTS – Ultimate Tensile Strength*

# 1. Introdução

A união de diferentes materiais foi, desde sempre, sinónimo de evolução. A união e os processos associados encontram-se intimamente ligados, permitindo aumentar as combinações de materiais e os resultados possíveis. Quando da descoberta do processo *Friction Stir Welding* (FSW), e da sua variante de soldadura por pontos, *Friction Stir Spot Welding* (FSSW), as possibilidades para unir diferentes materiais aumentaram devido à facilidade de unir materiais sem necessidade de fusão. Estes processos, ao permitirem juntar materiais diferentes sem alcançar a temperatura de fusão, tornam possível produzir ligações sem os problemas que a fusão traz, como grandes distorções, zonas de fragilidade, porosidade e outros problemas metalúrgicos.

Estes processos permitem a união dos materiais através da deformação plástica com o movimento da ferramenta. No processo de FSSW, em particular, o movimento descendente da ferramenta, associado ainda à rotação e penetração, pressiona um material sobre o outro, permitindo a sua união.

Uma vez que as técnicas FSW e FSSW não requerem a fusão generalizada de nenhum dos materiais, torna-se possível unir materiais com propriedades físicas muito diferentes. O par de materiais Magnésio (Mg)/Titânio (Ti) é exemplo disso. De outra forma, não seria possível unir estes materiais, dada a diferença de temperaturas de fusão e condutividade térmica, entre outros fatores. Conseguindo esta união, um novo conjunto de possibilidades para a aplicação deste par de materiais surgem, procurando conciliar as propriedades específicas dos dois materiais num só componente. Esta união bem sucedida permite obter componentes de Engenharia mais leves, resistentes à corrosão e resistentes ao desgaste. A potenciação destas propriedades nos componentes produzidos leva a importantes ganhos de eficiência em determinados setores industriais, como o setor dos transportes, permitindo dar resposta às cada vez mais exigentes restrições ambientais, contribuindo ativamente para um aumento da sustentabilidade destas áreas.

Neste sentido, o objetivo do presente trabalho consiste em produzir e caracterizar, morfológica, microestrutural e mecanicamente, soldaduras heterogêneas de Titânio e Magnésio por FSSW. Em concreto, fez-se uma análise detalhada da influência dos principais parâmetros de soldadura na qualidade das ligações. Testaram-se diferentes valores de velocidade de rotação (entre 870 e 1500 rpm), profundidade de penetração (entre 0,2 e 0,8 mm) e tempo de soldadura (entre 5 e 60 s). A caracterização das ligações foi realizada através da utilização de várias técnicas experimentais, focadas na análise morfológica, macro/microestrutural e mecânica. Para o efeito, foi utilizada microscopia ótica, microscopia eletrónica de varrimento (*Scanning Electron Microscopy* – SEM), espectroscopia por

dispersão de energia (*Energy Dispersive Spectroscopy* – EDS), ensaios de dureza e ensaios de tração- corte.

Este trabalho encontra-se dividido em diferentes capítulos. Uma vez apresentada a introdução, segue-se a revisão bibliográfica, na qual é apresentado, com mais detalhe, o processo utilizado, os principais parâmetros de soldadura, o seu impacto nas propriedades mecânicas e microestruturais dos materiais e a sua influência nas condições termomecânicas experienciadas pelos materiais, com especial foco na temperatura. Posteriormente, é referido o procedimento experimental realizado, seguido dos resultados. Por último, são referidas as conclusões a que se chegaram com o presente trabalho e feitas algumas sugestões para futuros trabalhos neste domínio.

## 2. Revisão bibliográfica

### 2.1. Friction Stir Spot Welding

Diversas investigações referem-se à origem do processo de *Friction Stir Spot Welding* (FSSW) como tendo sido desenvolvido pela corporação Mazda Motors como alternativa ao processo de *Resistance Spot Welding* (RSW) na soldadura de painéis de Alumínio [1], [2], [3]. Os autores referem adicionalmente que o processo de FSSW se trata de uma variante do processo de *Friction Stir Welding* (FSW) que cria pontos de ligação sem ocorrer longos cordões de soldadura. Adicionalmente, Bozkurt *et al.* [1] e Shen *et al.* [3] referem ainda as vantagens do processo de FSSW como sendo a criação de uma soldadura sem haver fusão dos materiais base, evitando a formação de defeitos como fraturas ou poros.

Diversos autores explicam ainda que o calor gerado devido à fricção da ferramenta com o material leva à suavização do material envolvente e a rotação do pino faz com que o material se movimente, sendo que a profundidade de penetração e o tempo de soldadura determinam o calor gerado, a plastificação do material e, conseqüentemente, as propriedades da soldadura [1], [4]. Um esquema ilustrativo do processo de FSSW encontra-se na Figura 2.1 [1]. Através da visualização da Figura 2.1, destacam-se várias fases: na Figura 2.1a, a ferramenta rotativa encontra-se acima do material superior, posteriormente é aplicada a força que leva à penetração da ferramenta, Figura 2.1b, por último, dá-se o recuo da ferramenta, Figura 2.1c, finalizando o processo de FSSW. Bozkurt *et al.* [1] referem os principais parâmetros para o processo de FSSW, como a geometria, o tempo de soldadura, a velocidade e a penetração da ferramenta. Os autores referem, contudo, que a penetração e o tempo de soldadura definem o calor gerado, a deformação do material em redor, a geometria da soldadura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas da soldadura.

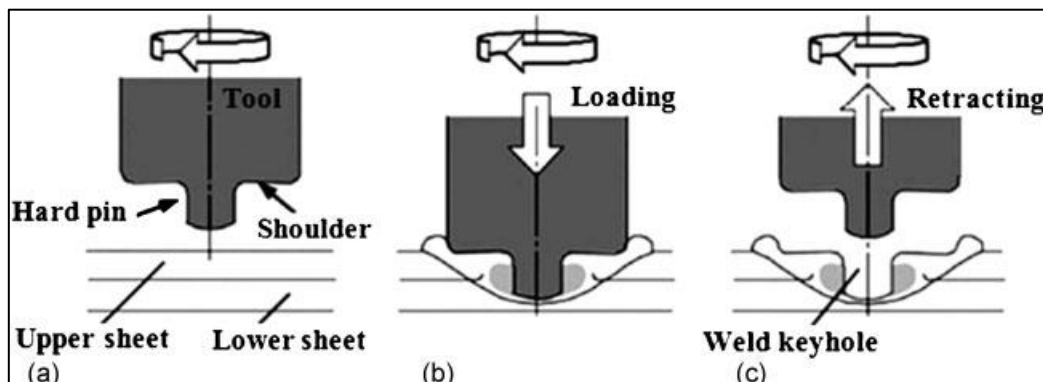


Figura 2.1 - Esquema ilustrativo do processo Friction Stir Spot Welding [1].

## 2.2. Propriedades mecânicas

### 2.2.1. Dureza

Diversos investigadores estudaram as alterações da dureza com a variação de parâmetros da soldadura [5], [6]. Khalid *et al.*[6], que realizaram experiências com processo de *Bobbin Friction Stir Welding* (BFSW), referem a deteção de valores máximos de dureza (75,4 HV) na *Stir Zone* (SZ) no lado de recuo (*Retreating Side* - RS) tendo como causa o refinamento de grão para as 1600 rpm. Outros estudos foram realizados a 1800 e 2000 rpm com diferentes ferramentas, contudo com o aumento da velocidade de rotação, houve aumento do tamanho de grão e, conseqüentemente, redução da dureza ao longo da SZ. Os autores salientam ainda outros métodos de endurecimento como a precipitação, a sua distribuição e deslocções contribuem de forma relevante para o perfil da dureza. Relativamente à análise de velocidades de rotação, Pan *et al.* [5], recorrendo ao processo de FSW, estudaram os efeitos das velocidades de rotação entre 600 e 1100 rpm, sendo indicado que o perfil de dureza se manteve inalterado, referindo que a dureza é insensível à variação do tamanho de grão numa determinada gama. A corroborar com o referido anteriormente, diversos investigadores verificaram que a dureza não sofreu alterações significativas para velocidades de rotação entre 800 e 3500 rpm [5], [7], [8].

Outros autores indicam fatores adicionais que influenciam a dureza, em concreto o tamanho de grão e a distribuição da precipitação na SZ, estando estes dois fenómenos influenciados pelo calor gerado, na medida em que ocorre o amaciamento do material que leva à redução da dureza [9], [10], [11]. Chiuzuli *et al.* [11] representam esta tendência (Figura 2.2), em que se verifica uma dureza inferior na SZ, comparativamente à TMAZ. É explicado pelos investigadores que, devido ao tamanho reduzido dos grãos, há mais áreas de contacto e obstáculos às deslocções, o que deveria resultar numa dureza maior do que o Material Base (BM). Contudo, verificaram que a textura da fibra do Magnésio produz o amaciamento na SZ, reduzindo a dureza.

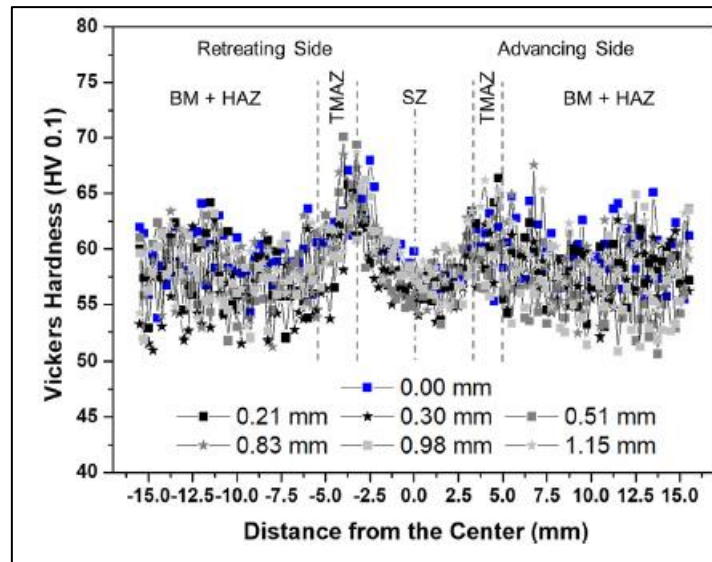


Figura 2.2 - Variação da dureza com a secção transversal da soldadura [11].

Em oposição às investigações anteriores, outros investigadores apresentam a distribuição da dureza em função da distância na qual se verifica que a dureza na SZ é superior às restantes zonas afetadas [12], [13]. Sendo apresentado graficamente por Nakata [13] na Figura 2.3, a diferença de dureza em relação ao BM.

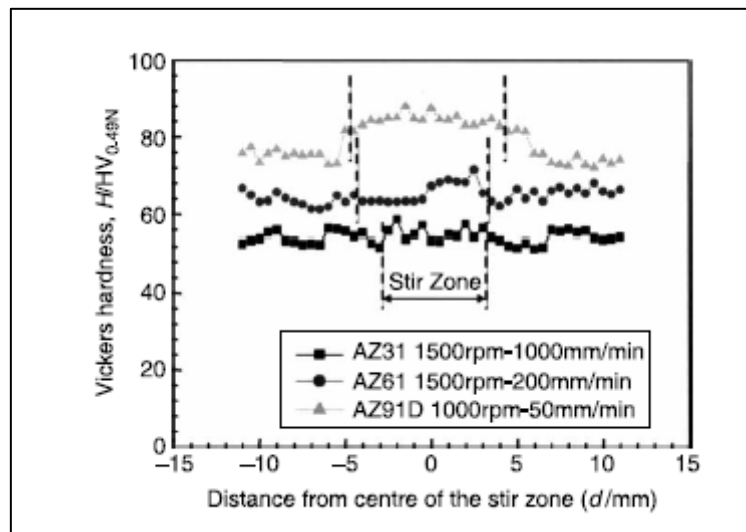


Figura 2.3 - Distribuição da dureza em função da distância [13].

Em seguida, são apresentadas investigações que analisam a variação da dureza com tratamentos após a soldadura. As investigações desenvolvidas por Singh *et al.* [14] e Wang *et al.* [15] estudam a variação da dureza em função da distância à SZ tendo em conta o processo de soldadura e o tratamento térmico após a soldadura. Singh *et al.* [14] referem as durezas dos BM a soldar, AZ91 e AZ61 que, com a FSW, a dureza na SZ apresentou aumento enquanto no zona afetada pelo calor (*Heated Affected Zone* - HAZ) diminuiu com diferenças

entre o lado do avanço (*Advancing Side* - AS) e lado de recuo (*Retreating Side* - RS). Com recurso ao Tratamento Térmico Pós-Soldadura (*Post-Weld Heat Treatment* - PWHT), a SZ apresentou uma dureza inferior enquanto no HAZ apresentou durezas superiores. Os autores salientam uma melhoria global da dureza da soldadura com o tratamento térmico, uma vez que na SZ, houve uma redução de 12,95 % da dureza e na HAZ do AS houve um aumento de 4 %. Os investigadores explicam que o calor amacia o material e os grãos são reestruturados, tornando a granulometria da SZ mais grosseira e distribuídos uniformemente, levando à deterioração na SZ e melhoramento na HAZ. Singh *et al.* [14] terminam referindo que a dureza da SZ se deteriorou enquanto no HAZ se reforçou, levando a um melhoramento global da dureza da soldadura após o PWHT. Dharani *et al.*[16] fazem igualmente um estudo da variação da dureza com a distância à SZ, tendo sido realizados ensaios com tratamento de *Shot Peening* (SP), de forma a melhorar a dureza da soldadura. Os autores referem o impacto do tratamento no melhoramento da dureza, quer na SZ quer no BM, sendo salientado um aumento de 13 % na dureza do material base com o tratamento.

À semelhança dos estudos feitos no Magnésio, vários autores referem a distribuição da dureza do Titânio no processo de FSW como sendo dependente do estado inicial do material, parâmetros do processo, tamanho de grão e distância à SZ [17], [18], [19].

Diversas investigações referem a variação da dureza ao longo da soldadura, verificando que a dureza na SZ é inferior à dureza das áreas adjacentes [20], [21], [22], [23], [24]. É salientado pelos autores que a redução da dureza se encontra relacionada com o aumento da velocidade de rotação da ferramenta, explicando que, com o aumento da velocidade, há um maior aumento de temperatura que leva ao aumento do tamanho de grão, reduzindo assim a dureza. Em oposição aos estudos anteriores, outros autores referem que a dureza na SZ é superior à dureza das zonas adjacentes, sendo explicado que este aumento se deve à presença de fases  $\alpha$  e  $\beta$  [1], [25], [26], [27], [28], [29], [30], [31]. Adicionalmente, os investigadores referem a consequência do refinamento de grão devido ao rápido arrefecimento e baixa temperatura introduzida que favorecem o aumento da dureza.

Liu *at al.* [31] referem os efeitos do PWHT, na qual se verifica a uniformização das durezas após o referido tratamento, como verificável na Figura 2.4, na qual a zona afetada pela ferramenta (*Shoulder-Affected Zone* - SAZ) e a zona afetada pelo pino (*Pin-Affected Zone* - PAZ) referem-se à linha superior (preto) e inferior (vermelho), respetivamente.

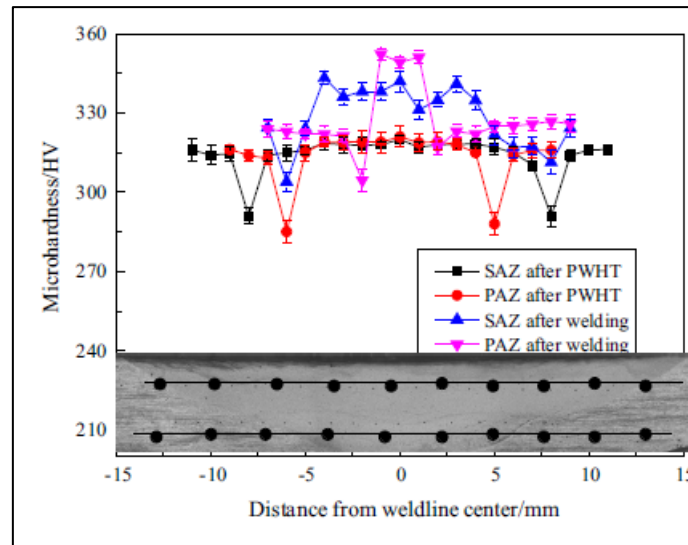


Figura 2.4 - Influência dos tratamentos térmicos no valores das durezas de ligas de Ti [31].

Palanivel *et al.* [17], no estudo comparativo de soldadura por fricção (*Friction Welding* - FW) com soldadura a Laser, comparam a dureza entre uma soldadura por *Friction Welding* e por Laser, referindo que apresentam durezas com valores semelhantes ( $\approx 190$  HV), contudo a largura da zona afetada varia consideravelmente entre os dois processos, passando de [- 0,6; 0,6] mm da soldadura por FW para [- 1,5; 1,5] mm para a soldadura Laser. Os autores referem ainda a formação de granulometria fina devido à recristalização dinâmica e que é responsável pela elevada dureza na SZ com o processo de FW. Em concordância, os investigadores Mashinini *et al.* [19] referem-se à relação de *Hall-Petch* que apresenta uma relação direta entre a granulometria fina da SZ e o aumento da dureza. Os autores indicam ainda que a presença de deslocamentos na SZ resulta num aumento da dureza.

No seguimento das variações da dureza com o processo de ligação, Nakai *et al.* [20] apresentam a Figura 2.5, na qual fazem comparação das durezas do BM, com a amostra soldada e com a amostra soldada com recozimento, sendo verificável que o recozimento reduziu a dureza da amostra.

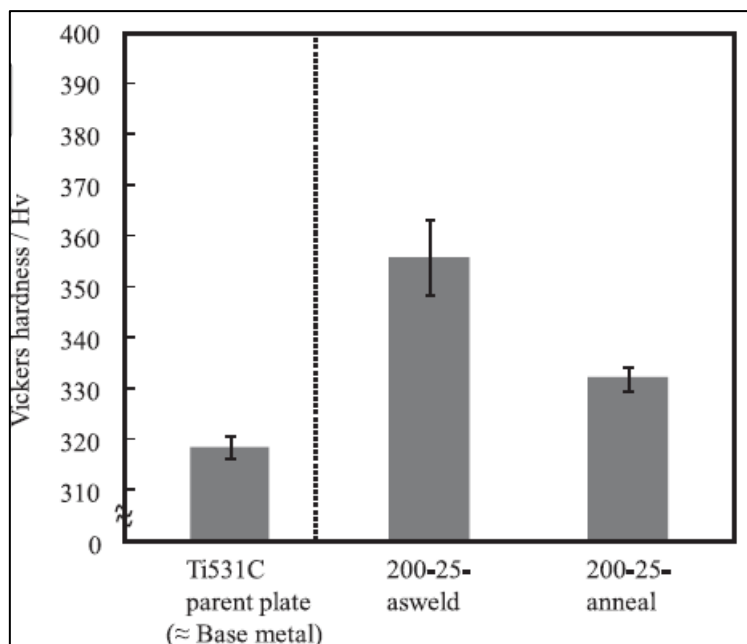


Figura 2.5 – Influência dos tratamentos térmicos na dureza [20].

Liu *et al.* [32], em soldadura sobreposta, apresentam a distribuição da dureza ao longo da amostra na Figura 2.6a com o Magnésio no topo e o Titânio por baixo. Na Figura 2.6b é apresentada a zona soldada entre os materiais sendo notória a diferença de dureza de ambos os materiais. Concretamente, a dureza das várias regiões afetadas pelo processo apresentou valores mais elevados nas soldaduras produzidas com valores superiores de velocidade de avanço. Os autores referem que, para velocidades de avanço de 120 mm/min, a dureza é ligeiramente inferior ao BM. Contudo, para velocidades inferiores (80 e 40 mm/min) a diferença é notória, sendo salientado pelos autores que a dureza mínima se encontra na transição da zona termo-mecanicamente afetada (*Thermo-Mechanically Affected Zone* - TMAZ) para a zona afetada pelo calor (*Heated-Affected Zone* - HAZ). É referido ainda que a dureza diminui com a redução da velocidade de avanço, sendo uma consequência do crescimento de grão devido ao calor introduzido.

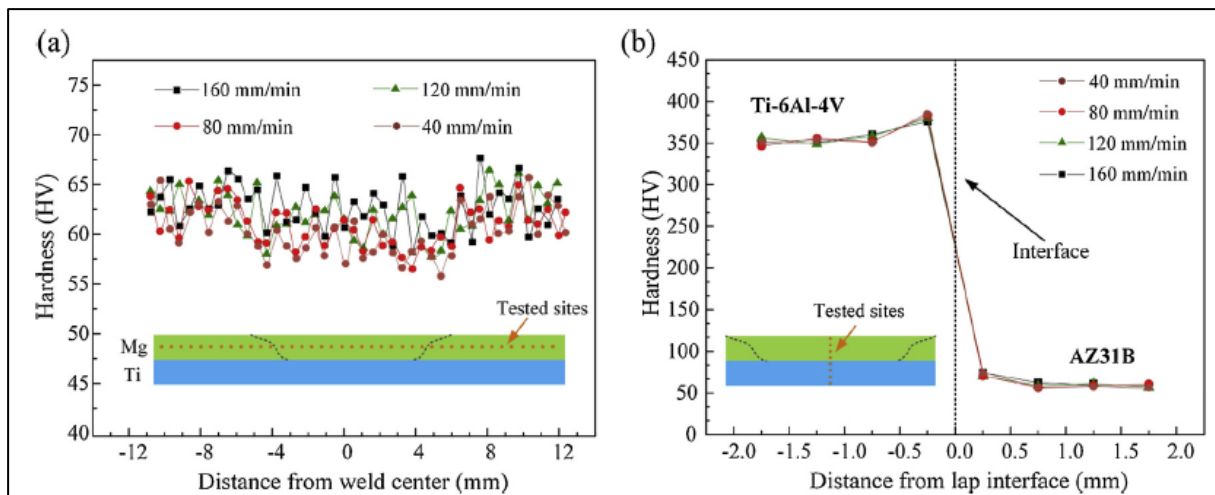


Figura 2.6 - Distribuição da dureza: (a) da amostra no Magnésio; (b) da zona de soldadura entre os materiais [32].

Anonuma *et al.* [33] referem a utilização de uma placa intermédia de Alumínio como forma de melhorar as propriedades mecânicas. Os autores referem o impacto da percentagem de Alumínio na dureza dos materiais, sendo verificado que, com o aumento da percentagem de Alumínio, a dureza do Titânio aumentou enquanto a dureza do Magnésio se manteve, independentemente da quantidade deste elemento. Constatam ainda que este aumento da dureza do Titânio deve-se à formação do composto intermetálico e à difusão do Alumínio no Titânio.

## 2.2.2. Resistência Mecânica

Rajakumar *et al.* [34] realizaram testes em provetes de Mg na qual variaram a velocidade de rotação da ferramenta e a sua geometria. Os autores concluíram que a tensão de rotura foi alcançada para 1200 rpm, correspondendo à tensão de rotura (*Tensile Strength* - TS) de 223 MPa, como representado na Tabela 2.1. É referido que a razão para velocidades superiores ocorrer redução da tensão se deve ao excesso de material removido da superfície superior (reduzindo a quantidade de material e, conseqüente, a carga suportada). Por sua vez, Zhang *et al.* [35] estudaram a influência da profundidade da penetração da ferramenta na resistência de soldaduras produzidas por *Refill Friction Stir Spot Welding* (RFSSW). Os autores observaram que, para uma penetração de 2,5 mm, a resistência foi máxima, tendo a fratura acontecido para valores de 6400 N. Para valores superiores, a fratura ocorreu com uma resistência inferior, tendo a fratura originado na interface TMAZ/SZ, correspondente à zona com dureza inferior.

Tabela 2.1 - Tensão de rotura dos materiais base e das respectivas ligações dos artigos de Magnésio analisados.

Processo de soldadura	Tensão de rotura do material base (MPa)	Tensão de rotura da ligação (MPa)	Máxima eficiência da soldadura	Detalhes	Ref.
FSW - butt joint	AZ91 (220,2)	130,20	59,11 %		[14]
		141,65	64,33 %	260 °C, 60 min PWHT	
BFSW - butt joint	AZ31B (291) (Tensão na carga máxima - MPa)	196,00	67,00 %	25 °C	[6]
	AZ31B (203) (Tensão na carga máxima - MPa)	97,00	48,00 %	200 °C	
FSW - butt joint	AZ61A (271) (Tensão na carga máxima - MPa)	223,00	82,66 %		[34]
FSW - butt joint	AZ31 (242,2)	199,10	82,10 %		[15]
		201,00	82,90 %	150 °C PWHT	
		223,90	92,40 %	200 °C PWHT	
		237,60	98,10 %	250 °C PWHT	
		238,40	97,90 %	300 °C PWHT	
		231,20	95,40 %	350 °C PWHT	
		204,90	84,50 %	400 °C PWHT	
	188,40	77,70 %	450 °C PWHT		

Khalid *et al.* [6] estudaram a influência da velocidade de rotação na resistência mecânica de soldaduras produzidas por *Bobbin Friction Stir Welding* (BFSW), realizando ensaios de tração a diferentes temperaturas (25 °C e 200 °C). Para as diversas velocidades de rotação testadas (1600, 1800, 2000 rpm), verificaram que a maior resistência foi obtida para 2000 rpm, para ambas as temperaturas de ensaio. Os autores realizaram fractografia para as amostras obtidas a 2000 rpm, na qual verificaram a ocorrência de fratura a 45° da direção da soldadura, como se mostra na Figura 2.7. É explicado que a fratura tem origem na interface SZ – TMAZ (AS), sendo salientada a granulometria grosseira e a mudança de textura que resultaram no início da fratura.

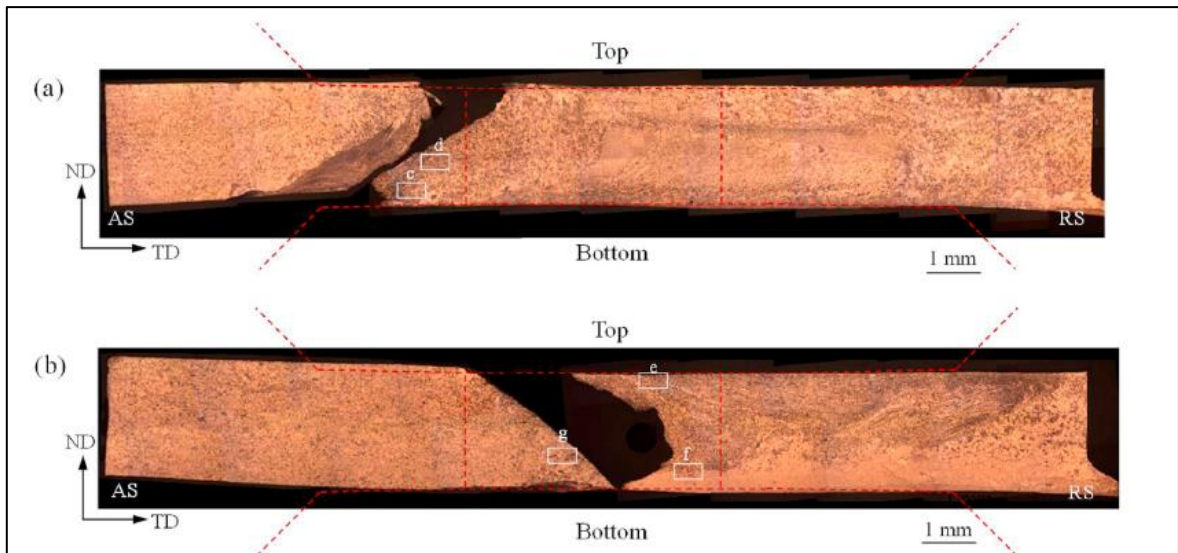


Figura 2.7 - Fraturas após ensaios de tração a provetes produzidos por BFSW a 2000 rpm a (a) 25 °C e (b) 200 °C [6] .

Singh *et al.* [14] realizaram ensaios de tração a provetes de forma a medir a resistência dos materiais, desde provetes sem tratamento térmico a provetes com até 60 minutos de PWHT, sendo os resultados apresentados na Figura 2.8. Na qual verifica-se que a tensão de rotura é superior quando passa pelo tratamento térmico, mas apenas ao fim de 60 minutos. Os autores relatam que a baixa resistência nos restantes tratamentos térmicos deve-se a fenómenos relacionados com o crescimento de grão ou a uma recristalização incompleta.

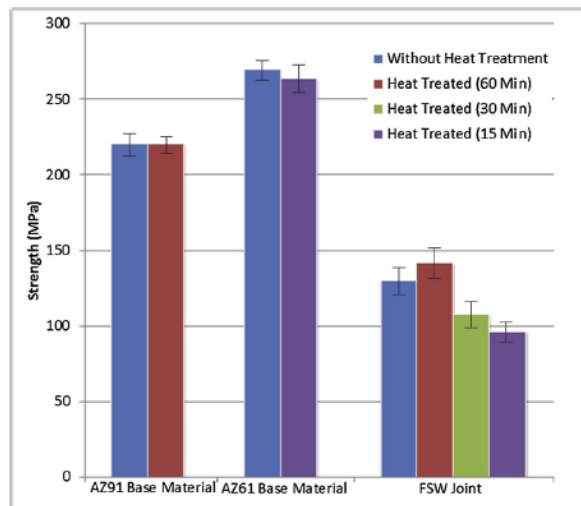


Figura 2.8 - Comparação da tensão de rotura entre os materiais base e a ligação FSW [14] .

Ainda na área de tratamentos após a soldadura, Wang *et al.* [15] analisaram as melhorias que os processos de PWHT têm nos materiais após FSW. Os autores compararam entre o BM e os resultados após FSW que houve redução da tensão de rotura em 17,8 %. Em seguida, os autores realizaram diversos tratamentos térmicos, na qual verificaram que atingiu uma tensão

de rotura de 97,9 % relativamente ao MB, através do processo de PWHT a 300 °C durante 1h, sendo indicado que nestas condições, obteve-se o tamanho de grão mínimo. Todos os valores de tensão de cedência e respetivas eficiências encontram-se na Tabela 2.1.

Relativamente a estudos da resistência mecânica em Titânio, Mashinini *et al.* [19] observaram variações dos valores da tensão obtidas com diferentes velocidades de avanço (Figura 2.9), na qual se verifica uma redução da tensão de rotura com o aumento da velocidade de avanço. Os autores mencionam que a variação dos valores da tensão pode estar relacionada com a variação da dureza induzido pela evolução da microestrutura e defeitos microscópicos. Referem ainda a eficiência da soldadura aos 40 mm/min e 120 mm/min como sendo 99,5 % e 98,4 % respetivamente, quando comparados com a tensão de rotura do Titânio (Ti-6Al-4V) de 1045 MPa, encontrando-se representados os dados na Tabela 2.2.

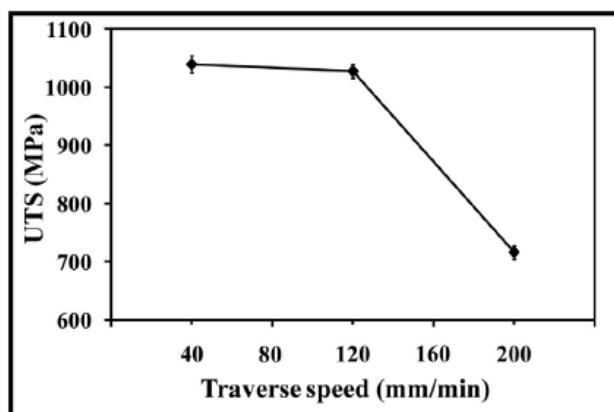


Figura 2.9 - Influência da velocidade de avanço na resistência mecânica [19].

Tabela 2.2 – Tensão de rotura dos materiais base e das respetivas ligações dos artigos de Titânio analisados.

Processo de soldadura	Tensão de rotura do material base (MPa)	Tensão de rotura da ligação (MPa)	Máxima eficiência da soldadura	Detalhes	Ref.
FSW - butt joint	Ti-6Al-4V (1045) – (Tensão na carga máxima – MPa)	1040 (Tensão na carga máxima – MPa)	99,5 %	Avanço 40 mm/min	[19]
		1028 (Tensão na carga máxima – MPa)	98,4 %	Avanço 120 mm/min	
		716 (Tensão na carga máxima – MPa)	68,5 %	Avanço 200 mm/min	
FSW - butt joint	Ti-6Al-4V (1045)	989,5	95 %		[31]

FSW – butt Joint	Ti-6Al-4V (900)	450	50 %	Não polido	[30]
		750	83,3 %	40 mm/min – polido	
		750	83,3 %	80 mm/min – polido	
		800	88,9 %	120 mm/min – polido	
		800	88,9 %	160 mm/min – polido	
		800	88,9 %	200 mm/min – polido	
FSSW - lap joint	Ti-6Al-4V			500 rpm - 60 mm/min	[36]
				650 rpm - 48 mm/min	
				650 rpm - 90 mm/min	
				650 rpm - 132 mm/min	
				800 rpm - 120 mm/min	

Raut *et al.* [21] apresentam a tabela da Figura 2.10, na qual se encontra representado os valores para as tensões de cedências e rotura do material base e das soldaduras efetuadas a diversas velocidades de rotação (800, 1000 e 1200 rpm). Os autores mencionam que o tamanho de grão e a espessura das lamelas aumenta com a velocidade de rotação da ferramenta, tendo como consequência a redução da resistência mecânica.

Sample name	Region	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	EI (%)	HV <sub>0.5</sub>
Ti 6Al 4V 800	BM	969.4	1005.2	15.2	355
	Top	975.4	991.7	6.4	333–345
	Middle	1009.1	1010.5	9.4	
	Bottom	1019.2	1019.5	9.7	
1000	Top	934.7	939.6	3.7	328–340
	Middle	996.7	1001.3	8	
	Bottom	1019.2	1020.4	9.8	
1200	Top	886.3	900.9	4.2	312–324
	Middle	886.5	908.9	5.9	
	Bottom	957.8	987.9	6.1	

Figura 2.10 – Propriedades mecânicas do BM e soldaduras [21].

Numa perspetiva de estudo de outros processos, Li *et al.* [27] realizaram ensaios de corte a provetes criados recorrendo ao processo de *Self-consumption friction plug spot welding* (SFPSW). Os autores verificaram que a carga máxima de 69,5 kN foi alcançada para um provete criado a 800 rpm e com uma penetração de 0,1 mm, penetração essa que

corresponde à profundidade da *shoulder* dentro do BM. Os autores referem que para valores superiores de velocidade de rotação, há maior introdução de calor que leva ao amaciamento excessivo do material, o que leva ao escoamento do material para fora da ferramenta, reduzindo a espessura. Para valores inferiores de velocidade de rotação, a produção de calor foi insuficiente para o amaciamento requerido do material, não permitindo uma ligação completa entre a ferramenta e o material.

Em relação aos processos térmicos, Liu *et al.* [31] compararam as variações da tensão de cedência do BM com as amostras após o FSW e o PWHT, indicando a redução da tensão de cedência e rotura em 95 % e 89,4 %, respetivamente, explicando dever-se à deformação, tamanho e orientação do grão. Em alternativa, Nakai *et al.* [20] compararam a resistência mecânica de soldaduras com e sem recozimento com o BM. Os autores verificaram que a tensão de cedência e a resistência mecânica aumentaram com o processo de ligação, contudo, após o recozimento, a tensão de cedência aumentou ligeiramente enquanto a resistência mecânica baixou.

Li *et al.* [27] apontam a localização das fraturas na interface entre a placa e o componente removível da ferramenta do processo SFPSW, onde a dureza é mais baixa, mencionando as zonas SZ e TMAZ. Os autores referem que a fratura ocorreu na placa superior, para os valores de 700 rpm e sem penetração, contudo para 800 rpm e 0,1 mm de penetração, a fratura ocorre na placa inferior. Os autores concluem que, no primeiro caso, a produção de calor e o amaciamento do material foram insuficientes. Raut *et al.* [21] indicaram que a fratura de todas as amostras criadas a 800 rpm ocorreram na zona de soldadura, dado tratar-se da zona mais fraca por estar relacionado com a presença de granulometria grosseira. Os autores referem que a tensão de rotura obedece à relação *Hall-Petch*, na qual referem que essa tensão é inversamente proporcional ao tamanho de grão. Os autores recorreram ao *Scanning Electron Microscope* (SEM), representado na Figura 2.11, para estudar a superfície de fratura das amostras, referindo a predominância de uma estrutura em forma de colmeia, apresentando fraturas frágeis e dúcteis.

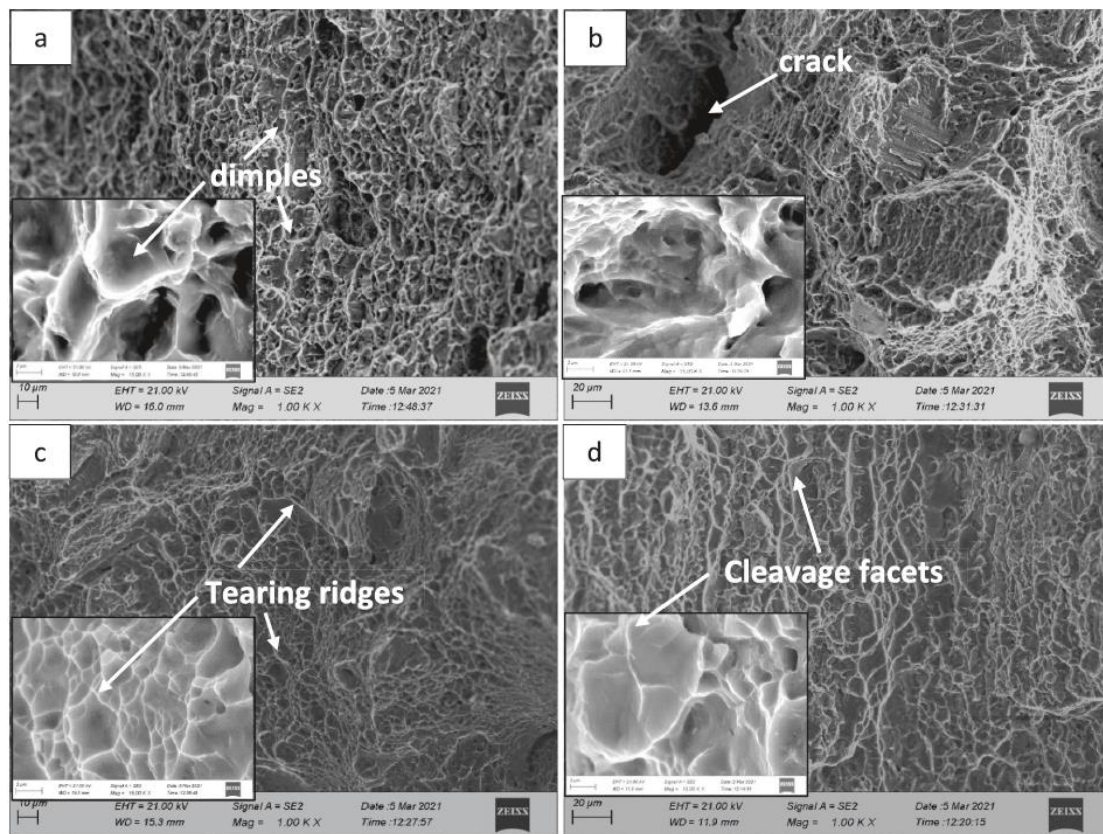


Figura 2.11 - Imagens SEM da superfície de fratura: a) BM, a 800 rpm; b) zona superior; c) zona central; d) zona inferior [21] .

Por outro lado, Mashinini *et al.* [19] referem que as amostras criadas, para a mesma velocidade de rotação (500 rpm) e ângulo de soldadura ( $1,5^\circ$ ), a 40 mm/min e 120 mm/min apresentaram fraturas longe da linha de soldadura, no BM. Os autores afirmam que este aumento da dureza, que aumenta com o aumento da velocidade de avanço, levou à rotura no BM uma vez que o material falhou na zona de menor dureza. Por outro lado, na amostra de 200 mm/min, a falha ocorre no RS da zona de soldadura, explicando os autores que a causa da falha se deve à presença de um furo (*Worm hole*) e que permitiu o começo da fratura. Numa perspetiva de análise à fadiga, Liu *et al.* [31] identificaram três regiões: Início da fenda, propagação da fenda e fratura, sendo referido que o início e o fim variam com a fadiga do material. Os autores apresentam a forma e o aspeto da propagação da fenda em função do número de ciclos, representados na Figura 2.12. Os autores verificaram que o início das micro fendas é aleatório e pode ocorrer na superfície, subsuperfície ou no interior.

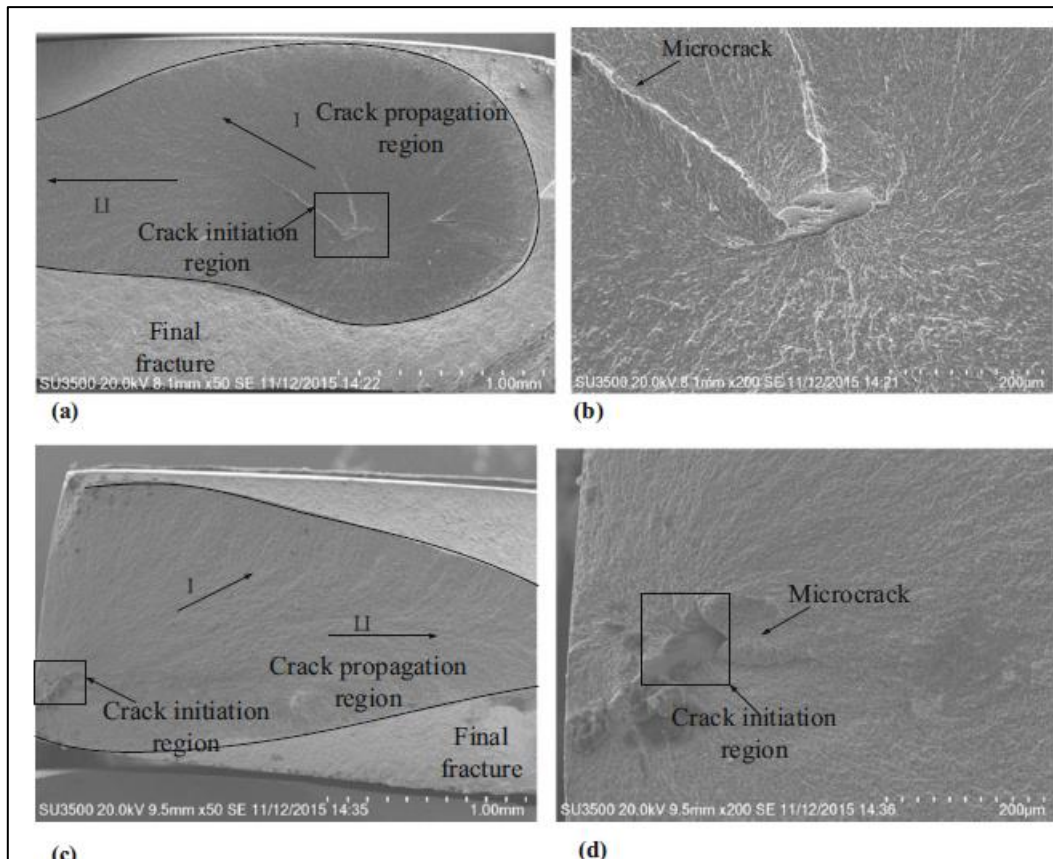


Figura 2.12 - Início e propagação de fenda: a) 218416 ciclos; b) Ampliação da imagem a); c) 1418698 ciclos; d) ampliação da imagem c) [31].

No seguimento de Liu *et al.* [31], Mashinini *et al.* [30] apontam o impacto da velocidade de avanço no tempo de vida e na resistência suportada durante os ensaios de fadiga, representado na Figura 2.13. Os autores realizaram ensaios a amostras polidas e não polidas, sendo verificado que a resistência dos ensaios melhorou em 40 % com o polimento, verificando que as falhas ocorreram na zona de soldadura. Adicionalmente, os autores analisaram as superfícies de fratura, na qual afirmam a presença de múltiplas fendas ao longo da superfície, sendo a principal causa a rotação da ferramenta que cria estrias que facilitam o início de fraturas. Os autores terminam referindo que as estrias não são consideradas defeitos, uma vez que não influenciam a dureza ou a resistência mecânica. García-Castillo *et al.* [36] estudaram as cargas suportadas pelas amostras criadas a diferentes velocidades de rotação e avanço. Referindo os autores que a carga máxima suportada foi de 40 kN para as condições de soldadura de 800 rpm e 120 mm/min. Os autores afirmam que as fraturas ocorreram na zona de soldadura, no material inferior, junta sobreposta, uma vez que apresenta a menor resistência devido à existência de zonas de mistura de material.

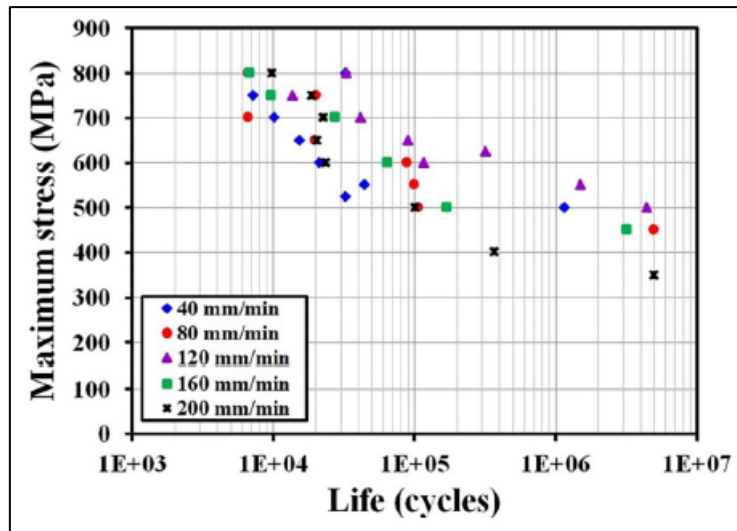


Figura 2.13 - Relação da tensão máxima com o número de ciclos em amostras com diversas velocidades de avanço [30].

Em relação à resistência mecânica da ligação Ti/Mg, Aonuma *et al.* [37] compararam as resistências dos BM e das soldaduras (Ti e ZK60) na Figura 2.14. Os autores referem que a tensão de rotura da junta Ti/ZK60 aumentou com o aumento da distância da ferramenta em relação à zona de soldadura, alcançando um máximo de 237 MPa, que corresponde a 69 % à resistência do ZK60, representado na Tabela 2.3. Os autores referem ainda que, com a ferramenta deslocada 1 mm para o Titânio, a área de contacto da ferramenta com o Ti aumenta, que leva ao aumento de atrito e, conseqüentemente, do calor produzido. Os investigadores concluíram que esta combinação melhorou as propriedades da soldadura Ti-ZK60. Aonuma *et al.* [38] realizaram igualmente ensaios de resistência às soldaduras criadas (AM60/Ti e AMCa602/Ti) e fizeram comparações entre os resultados. Os autores reportam as diferenças nas tensões obtidas, como a soldadura AMCa602/Ti apresentar uma tensão máxima de 225 MPa e a soldadura AM60/Ti tem uma tensão de 138 MPa, presente na Tabela 2.3, sendo estes valores inferiores aos seus respetivos metais base.

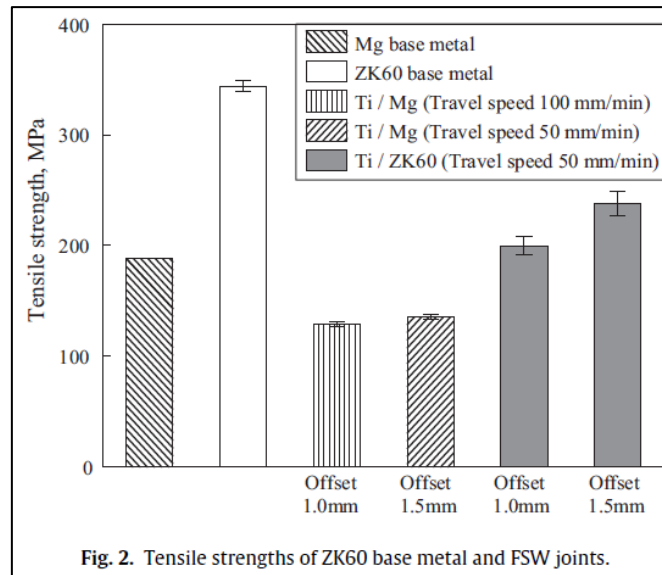


Figura 2.14 - Tensão de rotura dos materiais base e das soldaduras ligadas [37].

Li *et al.* [32] compararam a resistência mecânica de diversas soldaduras de Ti e Mg produzidos a diferentes velocidades de rotação, analisando a carga suportada até à fratura. Os autores referem o rácio carga-espessura, sendo este utilizado para avaliar a capacidade da soldadura por *Friction Stir Lap Welding* (FSLW). Os autores exemplificam que a carga por unidade de comprimento obtida foi de 424 N/mm para uma soldadura com eficiência de 89,2 % em relação ao material base – AZ31B. Choi *et al.* [39] compararam a resistência mecânica das amostras produzidas a diferentes velocidades de avanço. Os autores verificaram que as fraturas se davam em diversas zonas, em função da velocidade de soldadura, presente na Figura 2.15. Os autores referem diversas causas em função da velocidade, como o aumento ou a redução da camada intermetálica, e os efeitos da fragilidade do material, ou o crescimento de grão.

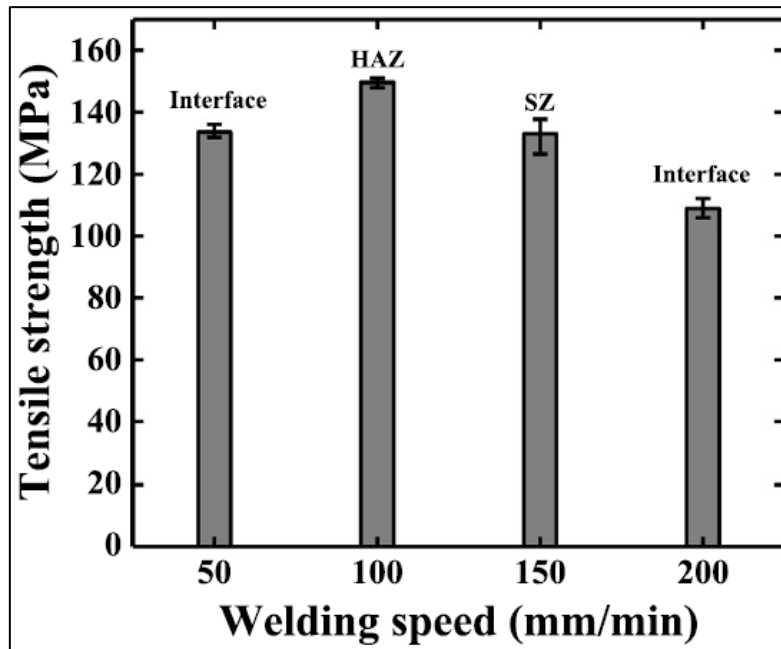


Figura 2.15 - Tensão de rotura das soldaduras produzidas a diferentes velocidades de rotação [39].

Associado aos ensaios de rotura, Li *et al.* [32] apresentaram diferentes comportamentos em função da velocidade de soldadura, referindo a presença de modos de falha por corte e por tração. Os autores afirmam ainda que, na falha por corte, a fratura propaga-se ao longo da interface Mg/Ti enquanto na falha por tração, a zona mais fraca encontra-se na SZ.

Tabela 2.3 – Tensão de rotura dos materiais base e das respetivas ligações dos artigos de Titânio e Magnésio.

Processo de soldadura	Tensão de rotura do material base (MPa)	Tensão de rotura da ligação (MPa)	Máxima eficiência da soldadura	Detalhes	Ref.
FSW - butt joint	ZK60 (345)	237	69 %	Falha: SZ	[37]
	Mg (190)	135	71 %	Falha: Interface	
FSW - butt joint	AM60/Ti	138			[38]
	AMCa602/Ti	225			

## **2.3. Metalografia**

### **2.3.1. Microestrutura**

Para além da dureza e das propriedades mecânicas, outro fator relevante ao estudo da FSW e da variante FSSW é a metalografia, que implica a análise da microestrutura das amostras. A ligação de dois metais de Mg (AZ91 e AZ61) implica a escolha da combinação correta entre a velocidade de rotação e o avanço com o objetivo de atingir uma ligação sem defeitos, excluindo os defeitos no início e no fim da soldadura [14].

No estudo da microestrutura, as diversas zonas criadas com a soldadura por FSW são relevantes, dado apresentarem características únicas. Diversos autores salientam que, de uma forma generalizada, os grãos na TMAZ não sofrem recristalização [6], [9], [14]. Padmanaban *et al.* [40] apresentam a Figura 2.16 que comparam a microestrutura das diversas áreas com a variação da velocidade de rotação, na qual se verifica um padrão de grão fino na SZ e um crescimento de grão à medida que se aproxima da HAZ. Os autores salientam que para as 1600 rpm, a granulometria na SZ foi mais fina em comparação com outras amostras. Os investigadores realizaram, igualmente, comparações na microestrutura fazendo alterar a velocidade de avanço e a força axial aplicada. Os autores concluem que os resultados que apresentaram melhores características foram obtidos a 1600 rpm, 0,67 mm/s e 3 kN, correspondendo à SZ e destacando-se pela granulometria fina em comparação aos restantes ensaios.

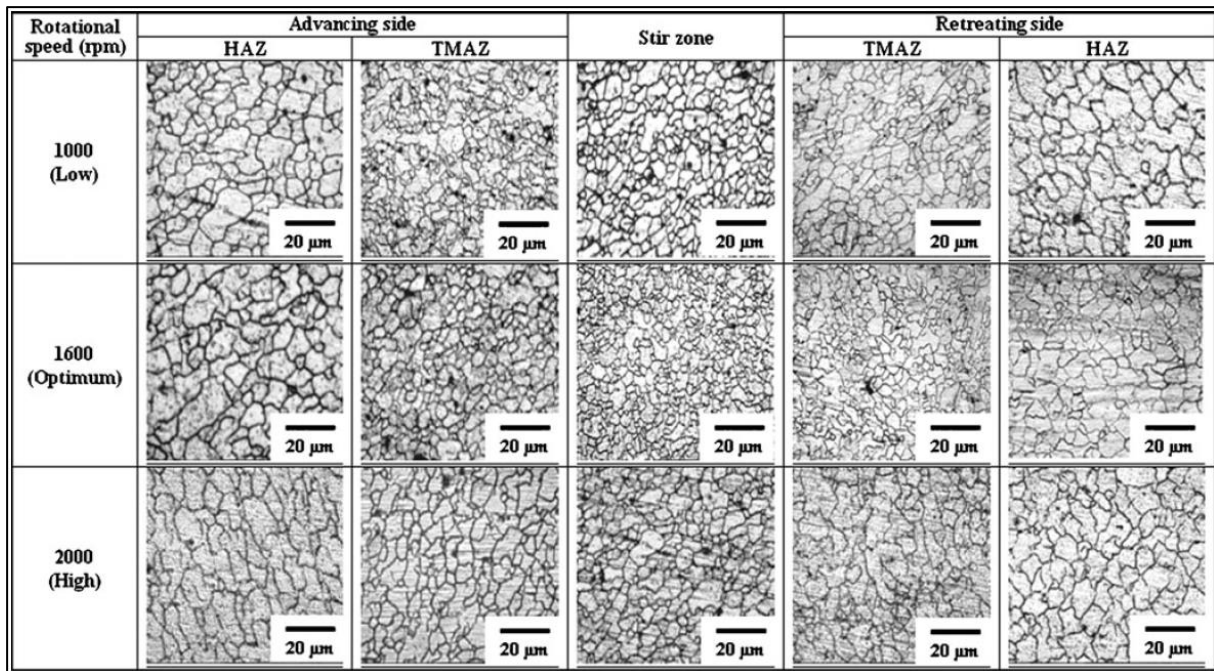


Figura 2.16 - Microestrutura da liga de Magnésio AZ31B a diversas velocidades de rotação com microscopia da SZ, TMAZ e HAZ do lado de avanço e recuo [40].

Shen *et al.* [3] e Bozzi *et al.* [41] uniram AZ31 por FSSW, sendo caracterizada a microestrutura com a presença ou ausência de soldadura e a importância do ângulo (*slope*) de contacto. A Figura 2.17 pretende representar o ângulo de contacto referido anteriormente, entre o material superior e o inferior, sendo referido pelos autores que, quanto menor for o ângulo, maior será a resistência à deformação do material [41].

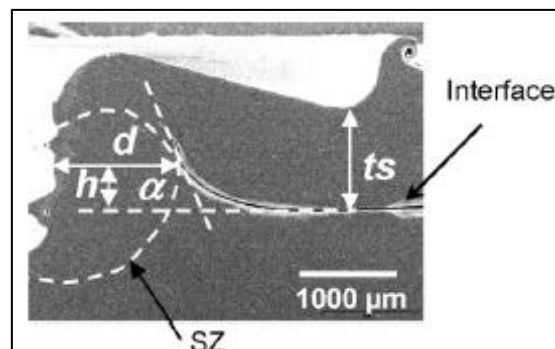


Figura 2.17 - Interface com ângulo de contacto [41].

À semelhança do processo de FSW, Abbasi *et al.* [42] recorreram a processos que são ramificações do processo de FSW, como *Friction Stir Vibration Welding* (FSVW). Os autores analisaram a granulometria, referindo que apresenta um tamanho de grão fino em comparação com o processo de FSW nas zonas de TMAZ e HAZ.

Por sua vez, Rajakumar *et al.* [34] estudaram a influência do perfil da ferramenta na microestrutura, representado na Figura 2.18. Os autores verificaram que a geometria do pino da ferramenta afeta significativamente a microestrutura da SZ, referindo que a ferramenta cilíndrica roscada apresenta uma granulometria fina, representada na Figura 2.18f, em relação às outras ferramentas testadas. Os autores terminam referindo que esta ferramenta associada ao grão fino, encontra-se relacionado a melhores propriedades, como apresentando a tensão de rotura máxima testada.

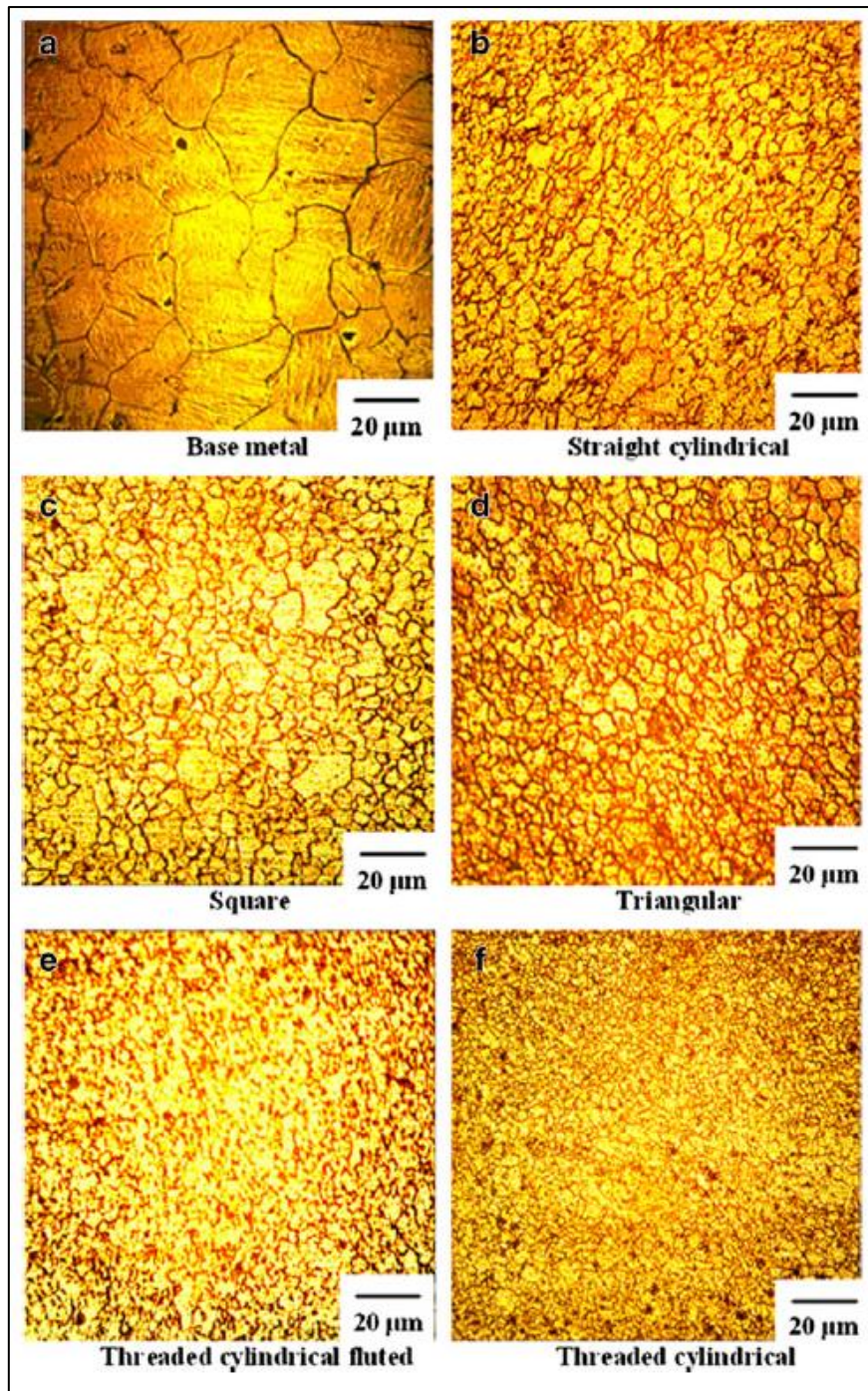


Figura 2.18 - Efeitos do perfil da ferramenta na microestrutura do Magnésio AZ61A na SZ [34].

Os materiais, sob as condições de elevadas deformações plásticas e altas temperaturas, durante o processo de FSW, sofrem alterações a nível microestrutural. Estas alterações têm efeitos nas propriedades dos materiais. [18]

Por fim, diversos autores mencionam o acabamento utilizado e o seu impacto nas propriedades. Dharani *et al.* [16] realizaram um acabamento por SP que leva ao refinamento do grão na SZ, melhorando a microdureza e a resistência à corrosão. À semelhança do acabamento referido acima, Wang *et al.* [15] apresentam o processo PWHT que procura melhorar as soldaduras, tornando o tamanho dos grãos mais homogêneos.

À semelhança dos artigos de Magnésio, diversos artigos de Titânio fazem referência às diversas zonas da soldadura com diferentes microestruturas (SZ, TMAZ e HAZ) [18], [27].

De forma a analisar a microestrutura, Nimer *et al.* [26] fazem recurso ao processo de *Electron Backscatter Diffraction* (EBSD) de forma a determinar o tamanho de grão e a microestrutura em toda a soldadura. Os autores viram, através do processo EBSD, as diversas zonas microestruturais, sendo o BM definido pela granulometria grosseira. Os investigadores identificaram a zona com granulometria fina, correspondente à zona de transição, contudo a granulometria na SZ é ligeiramente mais grosseira que os grãos na zona de transição. Os autores concluíram que uma grande parte da região é zona de transição devido aos grãos finos, como representado na Figura 2.19.

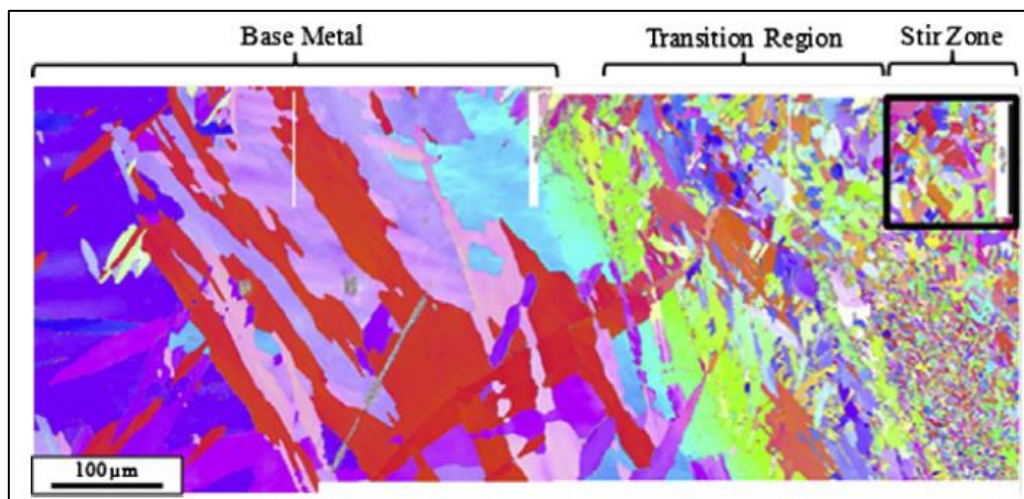


Figura 2.19 - Imagem obtida a partir do processo de EBSD para determinar o tamanho de grão [26] .

Em sintonia com o EBSD, é comum a utilização de outros processos como o SEM no estudo da microestrutura [20], [21]. Através do SEM, Raut *et al.* [21] estudaram a microestrutura do Ti-6Al-4V grade 5 e esta apresenta-se como bimodal, na qual é possível distinguir as fases  $\alpha$  e  $\beta$ , em forma de lamelas, sendo estas dependentes da temperatura e da duração do processo, na SZ. Os autores apresentam a Figura 2.20 que mostra as diferentes fases do Titânio em função das rotações e da posição. Na continuação do estudo das fases do Titânio,

diversos autores mencionam a variação da microestrutura e o nível de deformação com base na fase  $\beta$ . Se o processo ocorrer abaixo da linha transiente  $\beta$ , então a estrutura tem uma aparência bimodal (fase  $\alpha$  e  $\beta$  presentes na amostra). Contudo, se o processo ocorrer acima da linha transiente  $\beta$ , então é verificável uma estrutura laminar composta apenas por fases  $\beta$  na SZ [24], [43].

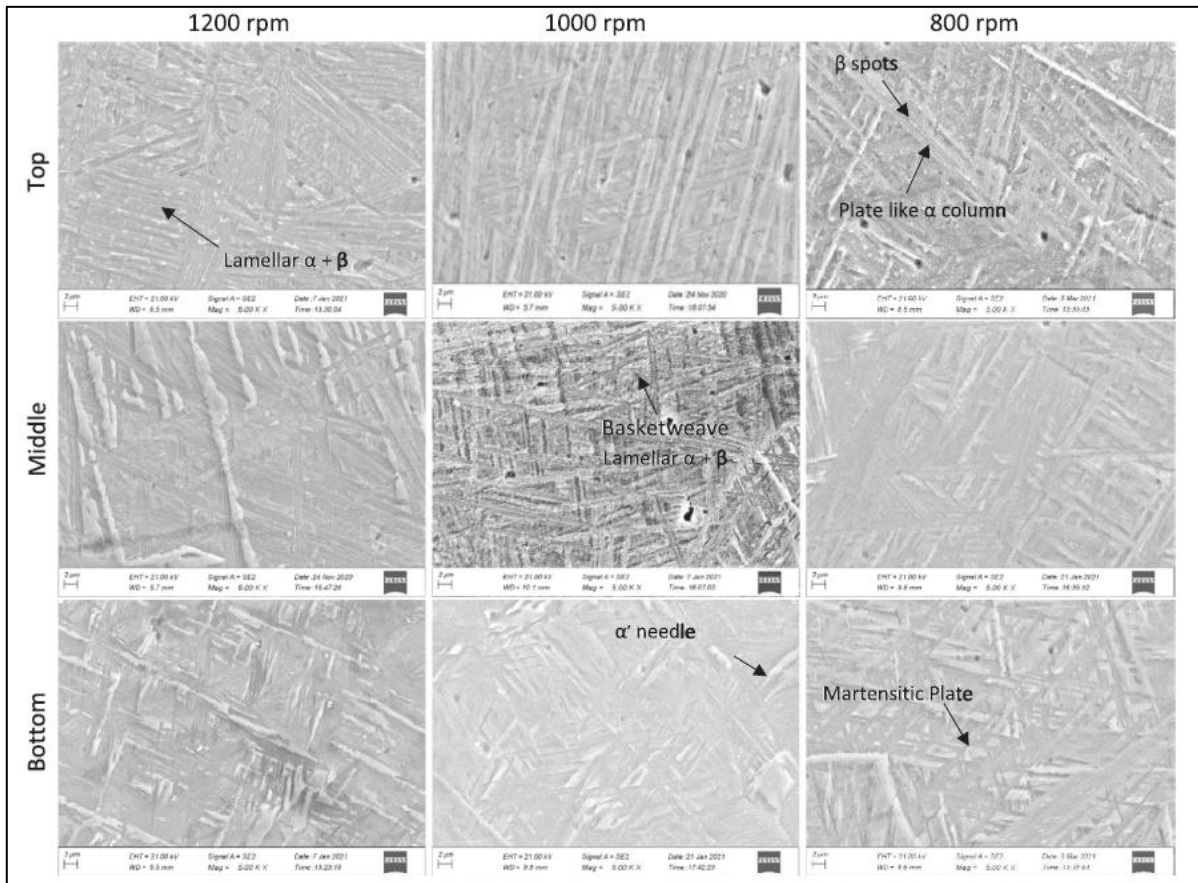


Figura 2.20 - Microestrutura representante das fases  $\alpha$  e  $\beta$  do Titânio a diversas posições e rotações da ferramenta [21].

Em seguida, diversos investigadores focam no tratamento térmico. Nasresfahani *et al.* [44], recorrendo ao SEM, estudaram e compararam a microestrutura antes e depois do tratamento térmico. Os autores indicam que o PWHT levou à eliminação de microestruturas desequilibradas, tornando a microestrutura da SZ uniforme e equilibrada. Em relação às zonas TMAZ e HAZ, verificou-se que o tratamento levou à estruturação em formas laminares da microestrutura.

À semelhança dos artigos de Magnésio e Titânio, neste grupo também é feita a referência às diversas zonas microestruturais. Li *et al.* [32] estudaram a microestrutura da soldadura Mg/Ti por FSLW, encontrando-se representado na Figura 2.21 as diferenças da microestrutura no BM, HAZ, TMAZ e SZ. Os autores referem-se ao BM por conter grãos longos, representado

na Figura 2.21a. Para a Figura 2.21b, verificaram a presença de grãos com dimensões semelhantes que indicam a ocorrência parcial de recristalização, característico da HAZ. Na Figura 2.21c é notório o reduzido tamanho de grão, dado haver maior temperatura e deformação plástica. Nas Figura 2.21d-f, são analisadas microestruturas da SZ em função da velocidade de avanço. Os autores concluíram que, com a redução da velocidade de avanço, maior será o calor produzido, o que leva ao crescimento de grão.

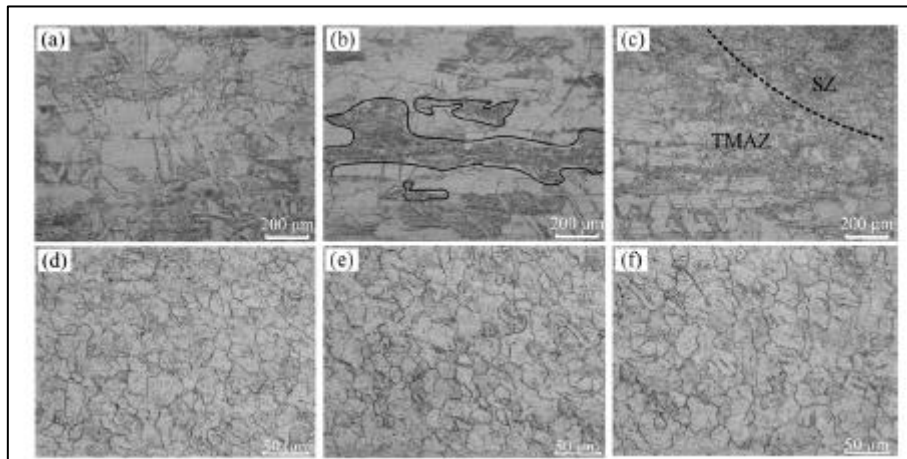


Figura 2.21 - Microestrutura: (a) BM, (b) HAZ, (c) TMAZ, (d) SZ a 160 mm/min, (e) SZ a 120 mm/min e (f) SZ a 40 mm/min [32].

## 2.4. Ferramenta

Desai *et al.* [9] estudaram a forma da ferramenta na soldadura por FSW, comparando as diversas formas presentes na Figura 2.22, referindo a importância no movimento do material e na velocidade de avanço do processo. É descrito pelos autores que, na fase de penetração, o calor produzido deve-se à fricção da ferramenta com o material assim como a deformação plástica do material. Adicionalmente, os autores referem que maior dureza pode produzir mais calor devido ao elevado coeficiente de atrito. Os autores concluíram que as dimensões do pino e da ferramenta são mais relevantes para a soldadura que a forma da ferramenta. Vários outros autores corroboram, referindo a utilização de uma ferramenta de H13, na qual é realizado um tratamento térmico com o objetivo de melhorar a dureza (46-48 HRC, dureza de Rockwell-C), que, segundo os autores, minimiza o desgaste da ferramenta durante a soldadura [14], [45], [46]. A Tabela 2.4 organiza o material da ferramenta e dimensões utilizadas dos artigos de Magnésio estudados.

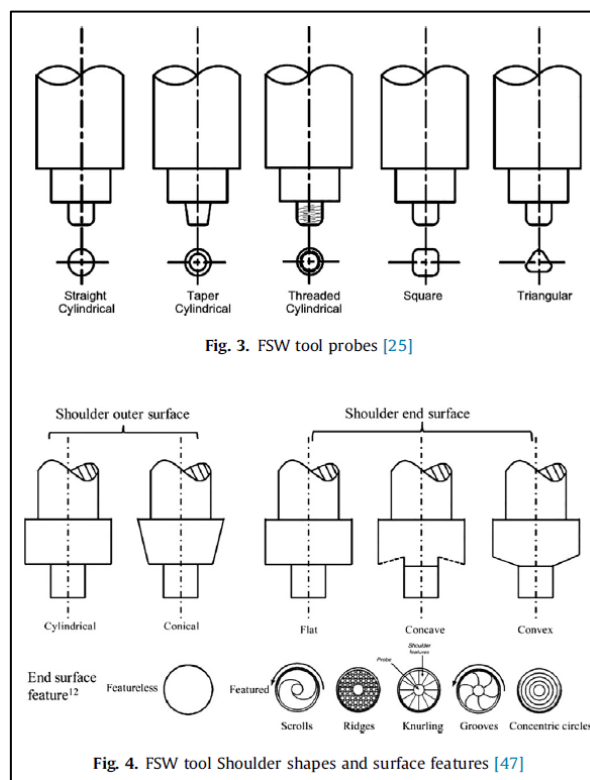


Figura 2.22 - Formas da ferramenta e pinos [9].

Tabela 2.4 - Dados de ferramentas dos artigos de Magnésio.

Processo	Material (Espessura)	Parâmetros ferramenta (mm)	Material da ferramenta	Detalhes	Ref.
FSW - butt joint	AZ91/AZ61 (4mm)	SD: 18; SL: 18; PL: 3,8; PD: 6	H-13		[14]
FSSW - Lap joint	AZ31 (1,25 mm)	SD: 12; PD: 4,5; PL: 3,0		Pino em espiral	[4]
FSW - butt joint	AZ31B (3mm)	SD: 15; PD: 6; PL: 2,7	H-13		[6]
DSFSSW - Lap joint	AZ31/ZK60 (2mm)	SD: 24; PD: 12; PL: 2,5			[47]
FSW - butt joint	AZ31			Estudo de múltiplas ferramentas	[9]
FSW - butt joint	AZ31 (2 mm)	SD: 13; PD: 5; PL: 1,8		Pino cônico roscado	[11]
DSAT FSSW - lap joint	AZ31 / ZK60 (2 mm)	SD: 12; PD: 6; PL: 2,5		Ferramenta plana	[48]
FSW - butt joint	AZ61A (6 mm)	SD: 18; PD: 6; PL: 5,8	HCS ( <i>High Carbon Steel</i> )	Estudo de múltiplas ferramentas	[34]
FSSW - Lap joint	AZ91 (3 a 8 mm), AZ31(2,6 mm), AM60 (2,6 mm)	SD: 10; PD: 4; PL: 2,2	H13 aço		[45]
FSSW - Lap joint	AZ91 (6,3 mm)	SD: 10; PD: 4; PL: 2,2	H13 aço	M4 rosca métrica	[46]
FSW - butt joint	AZ31 (4 mm)	SD: 15; PD: M5; PL 3,7		Pino roscado	[49]
FSW - butt joint	AZ31   AZ91 (6,35 mm)		H13		[8]
RFSSW - lap joint	AZ91D-H24 (2 mm)	SD: 9; PD: 5,3; PL: 3,5			[35]
DS-FSW - butt joint	Mg-Y-Nd (20 mm)	SD: 16; PD: [8, 6]; PL: 10	H13	Pino cônico roscado	[10]
FSW - butt joint	AA6061/AZ31B (6 mm)	SD: 15; PD: 5; PL: 5,6	H13	Pino cônico	[50]
SD: Diâmetro da ferramenta ( <i>Shoulder Diameter</i> ); PD: Diâmetro do pino ( <i>Pin/Probe Diameter</i> ); PL: Comprimento do pino ( <i>Pin/Probe Length</i> )					

Rajakumar *et al.* [34] estudaram as diferenças na tensão de rotura com a variação da velocidade de avanço, ao utilizar ferramentas com diferentes formas, representado na Figura 2.23. Os autores comparam igualmente a velocidade de rotação e força axial entre as diversas ferramentas, sendo verificável em todos os ensaios que, tal como apresentado na Figura 2.23, a ferramenta que apresentou melhores resultados, ou seja maior tensão de rotura para as mais diversas velocidades de avanço, foi a cilíndrica roscada. Yuan *et al.* [4] referem a

utilização de um pino em espiral no processo de FSSW, explicando que, ao contrário da escolha comum do pino cilíndrico roscado, o movimento do material acontece tanto na extremidade do pino como ao longo deste. Khalid *et al.* [6] recorrem a uma ferramenta com um pino cilíndrico, explicando que reduz a deformação em comparação com uma ferramenta com pino roscado.

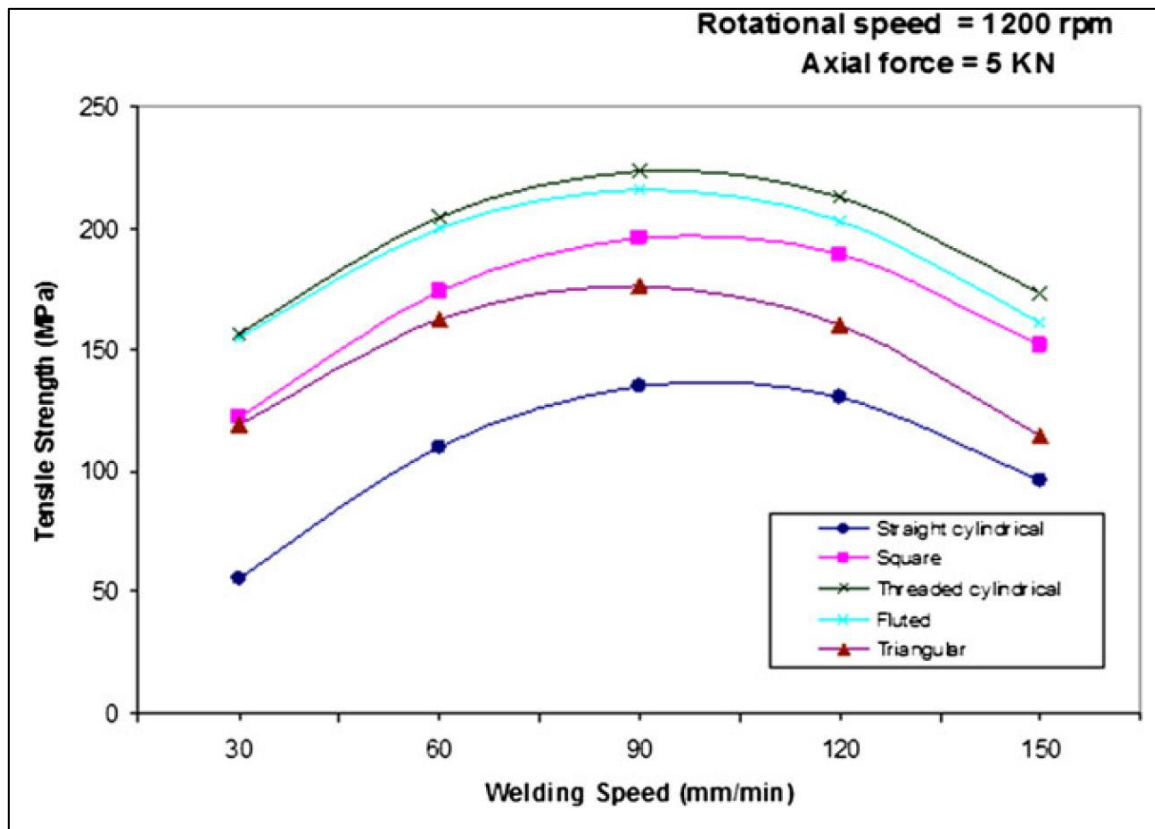


Figura 2.23 - Comparação das tensões máximas em função da velocidade de avanço e da forma da ferramenta [34].

Chiuzuli *et al.* [11] referem a influência da geometria da ferramenta na formação da soldadura sem defeitos, indicando os autores que a presença de vazios é reduzida com o decréscimo da velocidade de soldadura e recorrendo a uma ferramenta cônica em vez de utilizar uma ferramenta cilíndrica. Singh *et al.* [8] fazem uso de uma ferramenta com perfil híbrido, na qual o pino apresenta 2 zonas bem definidas: parte superior em forma cilíndrica lisa e a parte inferior com um perfil roscado, explicando os autores que, na parte superior, o movimento do material é influenciado pela ferramenta e, na parte inferior, um pino roscado cria mais movimento rotativo.

Mironov *et al.* [49] referem-se ao material removido pela ferramenta durante a soldadura, indicando os investigadores que, para temperaturas superiores de soldadura, o volume removido aumenta, sendo também referido que este movimento de material é influenciado

pela geometria da ferramenta. Ainda na perspectiva da remoção de material, *Singh et al.* [8] induzem uma inclinação da ferramenta em 2,5°, explicando os autores que esta inclinação auxilia num melhor movimento do material deformado plasticamente, em ambas as direções (horizontal e vertical).

Diversos autores referem que o desgaste da ferramenta durante a etapa de penetração no processo de FSSW, explicando que as ferramentas encontram-se sempre sujeitas ao desgaste, deformação e eventual falha [10], [48].

Contudo, *Esparza et al.* [51] mencionam a ausência de desgaste da ferramenta com a exceção de soldaduras em sistemas compósitos na qual há presença de partículas duras.

Num caso especial, trata-se do *Wang et al.* [47] que fazem referência às ferramentas ajustáveis que permite o melhoramento da tensão na interface das soldaduras, explicando os autores que houve alterações na microestrutura, apresentando grãos refinados, contribuindo assim para as propriedades da soldadura. Outro caso especial, trata-se da *Zhang et al.* [35] que fazem referência ao processo de *refill* e consiste na separação do pino e a ferramenta, fazendo o pino, posteriormente, parte da soldadura.

Em relação aos estudos da ligação de Titânio, diversos autores referem que a utilização de diferentes materiais na ferramenta por apresentarem melhores características em determinadas soldaduras [18], [28], [29], [30], [36], [43]. Os autores referem a utilização de Tungsténio (o mais comum), Cobalto, Molibdénio ou Níquel (representado na Tabela 2.5), salientando também o Nitreto de Boro policristalino que apresenta bons desempenhos nos metais, contudo não é recomendado devido ao desgaste severo e possível presença de fragmentos da ferramenta durante o processo. Nesta perspectiva, *Raut et al.* [21] referem a utilização do Tungsténio com 1% de óxido de Lantânio, explicando os autores que esta liga suporta grandes extensões, temperaturas e tensões.

Tabela 2.5 - Dados de ferramentas dos artigos de Titânio.

Processo de ligação	Material (Espessura)	Medidas da ferramenta (mm)	Material da Ferramenta	Detalhes	Ref.
FSW - butt joint	Ti-6Al-4V (10 mm)	SD: 23; PD: [11; 8]; PL: 8	Tungstênio com óxido de Lantânio		[21]
FPSW - lap joint	Ti-6Al-4V (1,5 mm)	SD: 16; PD: 6; PL: 8	Nickel (GH4043)	Pino faz parte da soldadura	[27]
FSW - butt joint	Ti-6Al-4V				[43]
FSW - butt joint	Ti	SD: 25; PD: 10;		Diversas ferramentas	[28]
FSW - butt joint	Ti-6Al-4V (3 mm)	SD: 20; PD: 8			[29]
	Ti-6Al-4V (6 mm)	SD: 25; PD: 10;			
	Ti-6Al-4V (9 mm)	SD: 25; PD: 10;			
	Ti-6Al-4V (12 mm)	SD: 30; PD: 10			
FSW - butt joint	Ti-6Al-4V(12 mm)	SD: 25; PL: 6	Tungstênio - Lantânio		[52]
FSW - butt joint	Ti-6Al-4V (3 mm)	SD: 14; PD: [7; 5]; PL: 2,9	W-1%La <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		[30]
FSW - butt joint	Ti-6Al-4V (10,3 mm)	SD: 25; PL: 9,9	W-1%La <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		[53]
FSSW - Lap joint	Ti-6Al-4V (1,5 mm)	SD: 36,7; PD: 5,9	Nitreto de boro cúbico policristalino		[36]
SD: Diâmetro da ferramenta ( <i>Shoulder Diameter</i> ); PD: Diâmetro do pino ( <i>Pin/Probe Diameter</i> ); PL: Comprimento do pino ( <i>Pin/Probe Length</i> )					

Lauro [28] analisa as mais diversas formas das ferramentas, presentes na Figura 2.24, referindo o autor que a escolha da ferramenta se baseia na característica do pino, com o objetivo de reduzir os consumos e otimizar o processo de soldadura. Adicionalmente, o autor refere que os parâmetros da ferramenta são o diâmetro e a inclinação da ferramenta, o diâmetro, o comprimento e a forma do pino. Refere ainda que o desgaste da ferramenta, consumo do pino e/ou quebra do pino devido à natureza frágil do mesmo constituem as principais restrições de utilização, em relação à utilização de materiais com maior dureza e resistência.

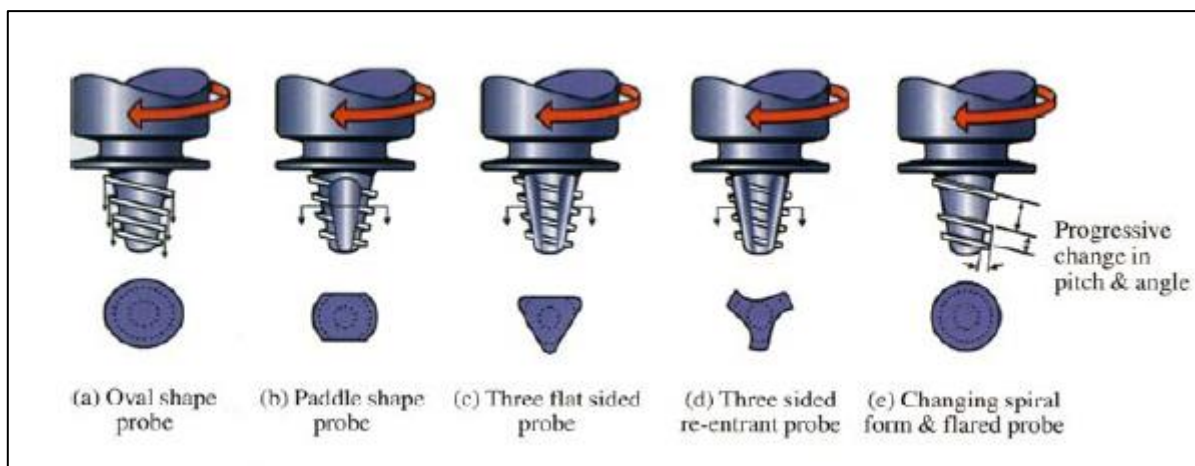


Figura 2.24 - Exemplos das formas das ferramentas [28].

Diversos autores salientam as principais características da ferramenta como: garantir elevadas tensões e resistências a elevadas temperaturas, estabilidade cristalográfica, química e geométrica e boa maquinabilidade, [28], [29], [43], [54]. Os autores explicam que no processo de soldadura de materiais de altas temperaturas, as tensões e temperaturas no pino e na ferramenta serão elevadas, requerendo ferramentas com materiais mais avançados. Raut *et al.* [21] referem a utilização de uma inclinação de  $0^\circ$  com o objetivo de reduzir o desgaste da ferramenta durante o movimento de penetração, referindo os autores que pode ser perigoso para a estrutura da ferramenta uma vez que as placas de Titânio ainda não se encontram macias.

Vários autores salientam o fenómeno do desgaste da ferramenta, uma vez que reduz a vida da ferramenta e possibilita a contaminação da zona de soldadura, afetando tanto o desempenho da ferramenta como a qualidade da soldadura [18], [28], [52], [53]. Os autores mencionam o impacto do desgaste na camada superior da zona de soldadura e no lado de avanço, na qual é detetado restos da ferramenta nessas zonas. Salientando Mironov *et al.* [18] o aspeto do desgaste das ferramentas na Figura 2.25.

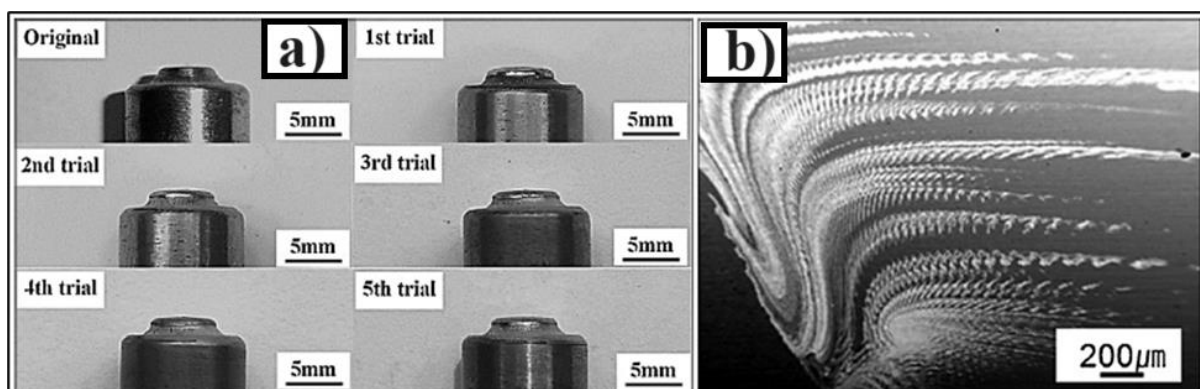


Figura 2.25 - a) Desgaste da ferramenta após cada ensaio; b) presença de fragmentos da ferramenta na zona de soldadura [18].

Diversos investigadores mencionam as marcas deixadas pela ferramenta na zona de soldadura, referindo os autores que podem resultar em concentrações de tensões e, conseqüentemente fadiga no desempenho [18], [29], [30]. Sendo igualmente requerido eliminar estas marcas recorrendo a processos de maquinação.

Num caso especial, Li *et al.* [27], que estudaram a ferramenta de SFPSW na qual a extremidade fica a fazer parte da soldadura, é referido que a ferramenta necessita de suportar a fricção durante o movimento de penetração sem que frature. Contudo, os autores argumentam que a extremidade deve fraturar após amaciar o material de forma a não ser removida com o recuo da máquina após a soldadura.

Em relação ao material das ferramentas, Li *et al.* [32] referem a utilização de uma ferramenta de W-Re com uma estrutura concava e o pino roscado para a união de Ti e Mg, enquanto Choi *et al.* [39] utilizaram uma ferramenta de Tungsténio, representado na Tabela 2.6. Por outro lado, outros investigadores recorreram à utilização de ferramentas feitas em SKD61 [33], [37], [38], contudo nenhuma das referências menciona as razões na utilização dos materiais indicados.

Tabela 2.6 - Dados de ferramentas dos artigos de Titânio e Magnésio.

Processo	Material base (Espessura)	Medidas da ferramenta (mm)	Material da Ferramenta	Detalhes	Ref.
FSW - Butt joint	ZK60 / Titânio (2 mm)	SD: 15; PD: 6; PL: 1.9	Liga de aço SKD61	Screw-type	[37]
FSLW - Lap Joint	AZ31B Mg / Ti-6Al-4V (2 mm)	SD: 15; PD: [7; 5]; PL: 1.9	W-Re	Ferramenta côncava	[32]
FSW - Butt joint	Mg-Al-Zn/Ti (2 mm)	SD: 15; PD: 5; PL: 1.9	Liga de aço SKD61		[33]
FSW - Butt joint	AM60/Ti (2 mm)	SD: 15; PD: 6; PL: 1.9	Liga de aço SKD61		[38]
	AMCa602/Ti (2 mm)				
FSW - Butt joint	Mg/Ti (2 mm)	SD: 12; PD: 4; PL: 1.9	Carboneto de Tungsténio		[39]

SD: Diâmetro da ferramenta (*Shoulder Diameter*); PD: Diâmetro do pino (*Pin/Probe Diameter*); PL: Comprimento do pino (*Pin/Probe Length*)

Li *et al.* [32] mencionam a presença de uma interface em forma de onda que se deve à pequena penetração da ferramenta, explicando os autores como tratar-se de um fenómeno importante no inter-bloqueio da interface, levando ao melhoramento das propriedades mecânicas.

Choi *et al.* [39] afirmam a utilização da ferramenta predominantemente no lado do Magnésio, como mostra a Figura 2.26. Os autores referem que os ensaios foram realizados a diferentes distâncias (offsets: 1; 0,8; 0,6 mm), mencionando os autores que os melhores resultados foram obtidos para um offset de 0,8 mm. Os investigadores concluem que não houve registo de vazios e a soldadura tinha espessura suficiente para suportar a carga, sendo que a fratura ocorreu na HAZ.

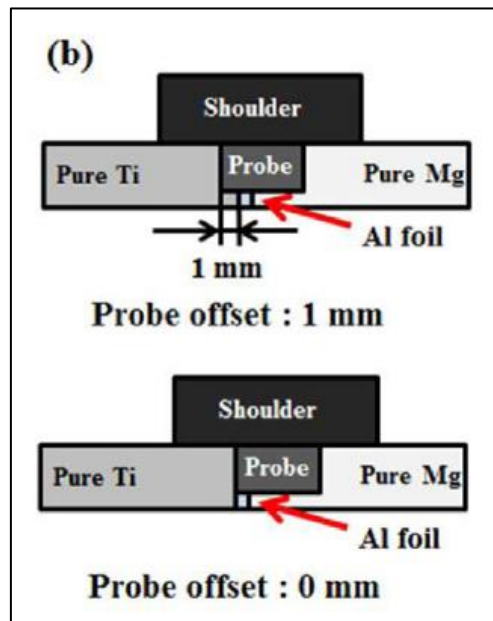


Figura 2.26 - Exemplos de offsets utilizados pelos autores [39].

## 2.5. Análise de temperaturas

Diversos autores referem os picos de temperatura atingidos na zona de soldadura para a ligação com Mg, registando as temperaturas com recurso a termopares localizados na ferramenta, na zona de soldadura e na zona adjacente, a 0,2 mm da ferramenta [45], [46]. Yamamoto *et al.* [45] apresentaram valores de 550 °C e 514 °C (ambos presentes na Tabela 2.7) para a SZ e para zonas adjacentes, respetivamente, sendo este máximo atingido durante a soldadura de AZ31, em comparação com valores inferiores durante a soldadura de AZ91 e AM60. Por sua vez, Su *et al.* [46] analisaram o AZ91 e obtiveram um máximo de 390 °C quando a temperatura é medida com os termopares no pino da ferramenta. Contudo, os autores referem ainda a falha na deteção da temperatura durante os processos recorrendo a termopares próximos da SZ, explicando as dificuldades em utilizar termopares que não se encontram dentro da ferramenta, tendo como consequência a dispersão de valores de temperatura.

Tabela 2.7 - Processos e Medições de temperatura do Magnésio.

Temperatura máxima (°C)	Método de medição	Zona de medição	Detalhes	Ref.
314	Termopares	15 mm afastado da SZ		[55]
943		SZ	Modelo CFD	[48]
550	Termopares	SZ e 0,2 mm afastado		[45]
514		0,2 mm da SZ		
390	Termopares tipo K	Ferramenta e pino		[46]
300			PWHT	[15]
452	Termopares tipo K	SZ	FSW de grande carga	[56]

Zhou *et al.* [55] comparam as variações de temperatura entre as posições do AS e do RS, a 600 rpm, representado na Figura 2.27a, e diferentes velocidades de rotação, no RS, representado na Figura 2.27b. Os autores explicam que a diferença de pico no AS e no RS deve-se à distribuição assimétrica do material no processo de soldadura. No caso do pico de temperatura a diferentes rotações, os investigadores explicam que, para a mesma velocidade

de avanço, o aumento da velocidade de rotação gera mais calor, consequentemente, eleva mais a temperatura.

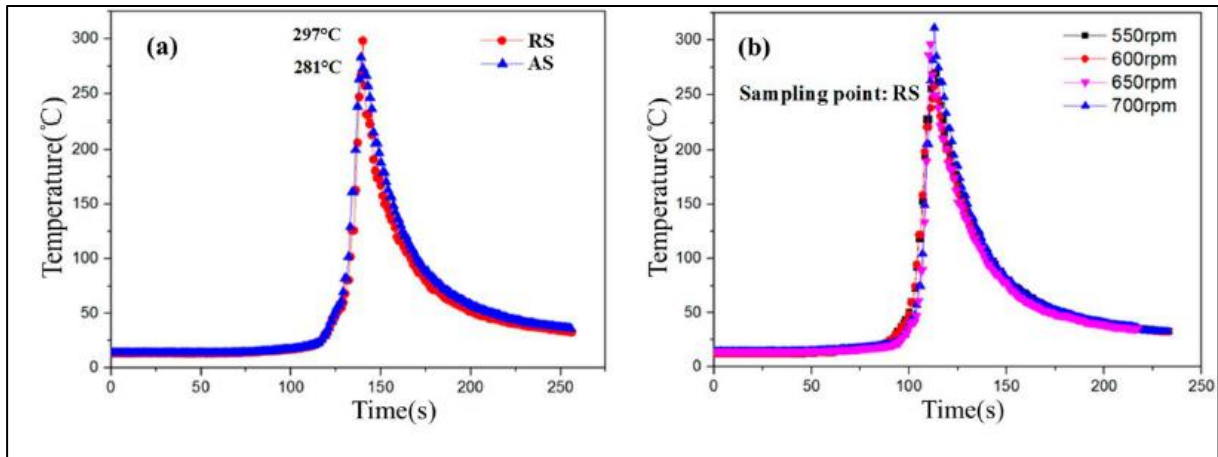


Figura 2.27 - a) Análise da temperatura em função do material; b) Análise da temperatura do lado do retorno a diversas velocidades de rotação [55].

Ke *et al.* [48] referem a utilização do pré-aquecimento na soldadura por *Double-side Friction Stir Spot Welding* (DSFSSW). Os autores apontam o pré-aquecimento como consistindo na fricção da ferramenta com os provetes durante 2 segundos, com o objetivo de amaciar o material antes da soldadura começar. Os autores apresentam ainda dois diagramas a mostrar a transferência de energia durante o pré-aquecimento, Figura 2.28a, e a soldadura, Figura 2.28b. Xu *et al.* [56] compararam a temperatura gerada durante o processo de FSW com a temperatura do processo de *Large Load Friction Stir Welding* (LLFSW), sendo que FSW atingiu um valor de 452 °C (Tabela 2.7). Os autores explicam que, enquanto no processo de FSW a temperatura aumenta drasticamente até à passagem da ferramenta pelo termopar e depois decresce, no processo de LLFSW a temperatura sobe devagar e arrefece devagar devido à reduzida velocidade. Os autores referem ainda que a alta temperatura pode levar à recristalização estática e crescimento de grão após a soldadura, sendo significativamente reduzida para o processo LLFSW.

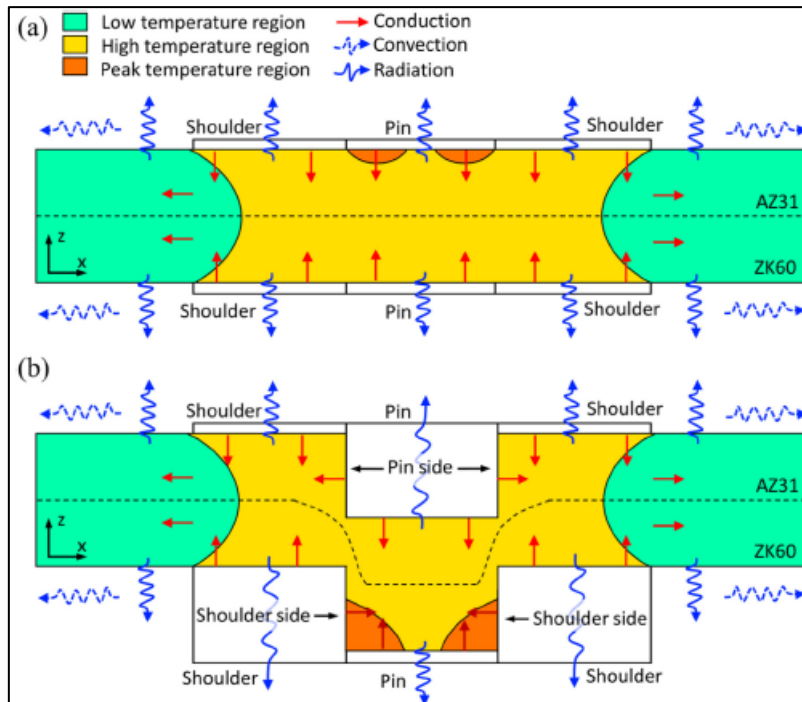


Figura 2.28 - Diagrama de transferência de calor na seção em corte, durante o processo de DSFSSW: a) pré-aquecimento, b) soldadura [48].

Wang *et al.* [15] referenciam a utilização de um Tratamento Térmico Pós-Soldadura (*Post-Weld Heat Treatment* - PWHT) na qual são utilizadas diversas temperaturas de pós tratamento, com o objetivo de melhorar a tensão de cedência e a de ruptura, sendo posteriormente realizados ensaios à tração. Os autores mencionam que os melhores resultados foram obtidos aos 300 °C e 1 h de tratamento. Os autores acreditam que estes atributos se devem ao tamanho de grão após a recristalização estática, com base no conhecido efeito de Hall-Petch, sendo que para valores de temperatura superiores, houve um decréscimo de tensão suportada devido ao crescimento anormal dos grãos. Sobre a influência da temperatura no crescimento de grão, Xie *et al.* [12] estudaram o impacto da temperatura em concreto nas zonas de HAZ e TMAZ. Segundo os autores, os grãos grosseiros no TMAZ devem-se à insuficiente deformação mecânica e elevada temperatura, enquanto para os grãos na HAZ, são apenas influenciados pelos ciclos térmicos.

Naik *et al.* [57] estudaram a influência da temperatura na energia absorvida, na resistência mecânica durante os ensaios de fratura, fazendo comparação entre amostras criadas em condições de soldadura diferentes, como representado na Tabela 2.8. Os autores explicam que, com o aumento da temperatura, a energia absorvida aumentou gradualmente, com maior relevo nas soldaduras criadas a 1000 rpm e 20 mm/s.

Tabela 2.8 - Influências da temperatura na resistência mecânica e energia absorvida [57].

		Condições de soldadura		
		1000 rpm, 20 mm/s	1500 rpm, 20 mm/s	1500 rpm, 10 mm/s
Baixa temperatura (-40 °C)	Carga de falha (kN)	5,6 ± 0,39	2,2 ± 0,10	1,8 ± 0,06
	Energia absorvida (J)	6,8 ± 1,12	1,3 ± 0,13	1,0 ± 0,06
	Modo de falha	Modo de falha 3	Modo de falha 2	Modo de falha 2
Temperatura ambiente (25 °C)	Carga de falha (kN)	6,5 ± 0,42	2,1 ± 0,17	2,2 ± 0,03
	Energia absorvida (J)	10,3 ± 1,93	1,3 ± 0,05	1,3 ± 0,15
	Modo de falha	Modo de falha 3	Modo de falha 2	Modo de falha 2
Elevada temperatura (180 °C)	Carga de falha (kN)	3,3 ± 0,09	2,3 ± 0,09	1,9 ± 0,09
	Energia absorvida (J)	26,8 ± 0,10	3,8 ± 0,60	2,2 ± 0,18
	Modo de falha	Modo de falha 1	Modo de falha 2	Modo de falha 2

Em relação à análise das temperaturas do Ti, Nimer *et al.* [26] referem a utilização de termopares para medir a temperatura referindo os autores que a temperatura na zona de soldadura atingiu temperaturas superiores às zonas adjacentes. É salientado pelos autores que, à medida que a ferramenta se desloca, o calor não é detetado pelos termopares até à aproximação da ferramenta destes, corroborando a baixa condutividade térmica do material. Em sintonia com os investigadores anteriores, Pilchak *et al.* [53] verificaram o mesmo aumento acentuado da temperatura detetado pelos termopares, na qual os autores referenciam que em nenhum dos casos analisados, houve uma temperatura estável, mas que todas as temperaturas alcançaram uma temperatura próxima da transição  $\beta$ , com um aumento gradual devido ao tempo de soldadura. Outros investigadores corroboram os autores anteriores em relação às variações de temperatura como apresentando declives acentuados e arrefecimento lento, associados à baixa condutividade térmica [36], [52].

Raut *et al.* [21] analisaram o perfil de temperaturas que é construído com as diferentes velocidades de rotação e avanço, referindo que o aumento da velocidade de rotação da ferramenta aumenta a temperatura da soldadura, tendo alcançado o pico tabelado aos 1200 rpm. Os autores referem o parâmetro da velocidade de rotação da ferramenta como um elemento essencial à soldadura, referindo ainda que o calor gerado influencia a transformação de fase, evolução microestrutural, crescimento de grão e propriedades mecânicas. Ainda no contexto das velocidades de rotação, Li *et al.* [27] referem os efeitos da velocidade muito baixa ou muito alta durante a soldadura. Os autores explicam que, para velocidades muito baixas, o calor gerado é insuficiente o que não leva ao amaciamento total dos materiais, tendo como consequência uma ligação incompleta ou presença de defeitos. Contudo, para velocidades

muito altas, ocorre o sobre amaciamento que tem como consequência a fuga do material entre a ferramenta e o material.

Lauro [28] apresenta os ciclos térmicos medidos experimentalmente na zona de soldadura e medidos recorrendo a modelos matemáticos, salientando as diferentes temperaturas entre a ferramenta e o pino, representado na Figura 2.29.

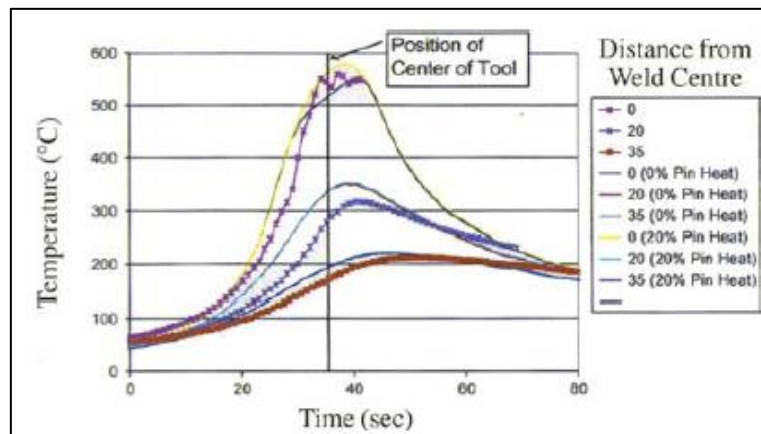


Figura 2.29 - Distribuição da temperatura durante a soldadura [28].

Diversos autores mencionam a utilização de PWHT de forma a melhorar as propriedades das soldaduras [31], [44]. Liu *et al.* [31] estudaram o impacto do PWHT sobre a uniformidade dos grãos após o tratamento, o que facilita o movimento dos grãos durante os ensaios de tração. Nasresfahani *et al.* [44] estudaram os efeitos do PWHT, em concreto na resistência à corrosão, sendo referido pelos autores que antes do tratamento, o rácio de corrosão era 4 vezes superior à zona de soldadura e 10 vezes superior ao metal base. Estes valores baixaram para 3 e 4 vezes, respetivamente, com o tratamento térmico. Os autores explicam que este fenómeno se deve a duas razões: formação da fase  $\beta$  a partir da martensite e depósitos de  $\alpha$  a partir da fase estável  $\beta$ . Os autores confirmaram que o tratamento térmico tem como principal foco a uniformização das diferentes zonas de soldadura, sendo a redução do rácio de corrosão das soldaduras uma consequência.

Diversos autores analisam o impacto da temperatura que é gerada pelo atrito no crescimento de grão durante a ligação de Ti a Mg [32], [39]. Li *et al.* [32] indicam que, com redução da velocidade de avanço do processo, o calor gerado é aumentado, auxiliando o crescimento de grão, representado na Tabela 2.9. Os autores, que recorreram ao uso de Al como meio intermetálico, referem ainda o melhoramento da soldadura assim como o enriquecimento do Al na interface devido ao aumento do calor, até à velocidade de 120 mm/min.

Tabela 2.9 - Influência da velocidade de avanço na temperatura e consequente tamanho de grão [32] .

Velocidade de avanço (mm/min)	Tamanho de grão ( $\mu\text{m}$ )
160	25,1
120	28,7
40	30,2

### 3. Procedimento experimental

#### 3.1. Propriedades dos materiais base

Nesta investigação, utilizou-se, enquanto materiais de base, a liga de Magnésio AZ31 e a liga de Titânio Ti-6Al-4V, ambos com uma espessura de 1 mm. A composição e as principais propriedades físicas e mecânicas destes materiais encontram-se presentes na Tabela 3.1 e na Tabela 3.2, respetivamente.

Salienta-se, a partir das tabelas referidas, a diferença na composição química, na densidade e, em particular, na temperatura de fusão entre as ligas de Magnésio e Titânio. Destaca-se ainda que a diferença da temperatura de fusão e a diferença nas propriedades mecânicas entre os materiais constitui um fator eliminatório na utilização da soldadura convencional.

*Tabela 3.1 - Composição química (% pond.) das ligas AZ31 e Ti-6Al-4V [58].*

AZ31	Mg	Al	Zn	Mn	Fe	Si	Ca	Cu	Ni
	Bal	2,950	0,79	0,240	0,0028	0,02	0,012	0,012	0,0009
Ti-6Al-4V	Ti	Al	V	O	Fe	C	H		
	Bal	6,2	4,3	0,11	0,01	0,01	0,004		

*Tabela 3.2 - Propriedades físicas e mecânicas do AZ31 e do Ti-6Al-4V [58].*

Propriedades físicas e mecânicas	AZ31	Ti-6Al-4V
Densidade [g/cm <sup>3</sup> ]	1,77	4,43
Temperatura de fusão [°C]	650	1670
Calor específico [kJ/(kg*K)]	1,03	0,52
Módulo de elasticidade [GPa]	44	120
Condutibilidade térmica [W/m*K]	155	11,4
Dureza [HV]	66	361
Tensão de cedência [MPa]	-	1067
Tensão de rotura [MPa]	240	1111

### 3.2. Processo de soldadura

Antes da realização das soldaduras, cortaram-se as chapas de Titânio e Magnésio em amostras de 100x45x1 mm, recorrendo a uma guilhotina hidráulica. Posteriormente, as amostras foram lixadas e, de seguida, limpas com álcool, a fim de remover camadas superficiais de óxidos e sujidade.

Posteriormente, as soldaduras foram realizadas na oficina do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, utilizando para o efeito uma fresadora Cincinnati Milacron 207MK.

A ferramenta utilizada no processo de FSSW é composta por duas partes, em concreto, o corpo e a extremidade removível. O corpo é feito em aço H13, sendo a extremidade removível feita em WC. Salienta-se que a extremidade removível não dispõe de pino, sendo apenas composta por uma base (*shoulder*) plana. Desai *et al.* [9] referem a obtenção de uma microestrutura mais uniforme recorrendo a uma ferramenta sem pino em comparação com uma ferramenta com pino.

Para o processo de ligação, recorreu-se a uma extremidade removível, correspondente a uma base (*shoulder*) com diâmetro de 10 mm (ferramenta SP10), representada na Figura 3.1a. Quando acoplada ao corpo, forma a ferramenta presente na Figura 3.1b, que é posicionada no cabeçote da fresadora, através de uma bucha de fixação.



Figura 3.1 - a) Base (*shoulder*) com diâmetro de 10 mm; b) Ferramenta (corpo + extremidade removível).

A fixação das chapas, durante o processo de soldadura, encontra-se apresentada na Figura 3.2a e, esquematicamente, na Figura 3.2b. Foram utilizados quatro apoios, dois de fixação sobre as chapas e os restantes dois sobre uma cantoneira, que é utilizada para alinhar as chapas durante a preparação do processo. A utilização de grampos é utilizada com o objetivo

de restringir o movimento das chapas, sendo que alguns autores referem a utilização de grampos para bloquear o movimento das placas, durante a soldadura, com objetivo de melhorar a soldadura [6], [57], [59]. Adicionalmente, outros autores referem que, devido à reduzida área de contacto entre as amostras e os grampos, a transferência de energia por condução pode ser ignorada [42].

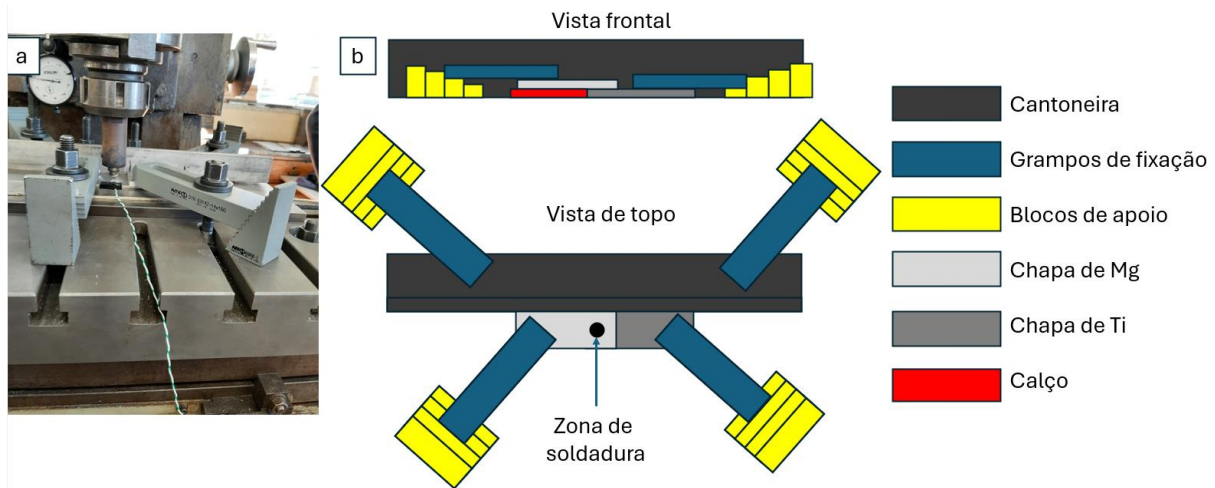


Figura 3.2 - a) Fixação utilizada no processo de FSSW; b) Esquema representativo da fixação aplicada.

A Tabela 3.3 apresenta os parâmetros e as condições utilizadas durante os ensaios de soldadura. A nomenclatura utilizada para identificar cada ensaio de soldadura define o número de sequência do ensaio, a velocidade de rotação e a duração do ensaio. Uma vez que o posicionamento das chapas e a ferramenta utilizada se manteve igual ao longo dos ensaios, estes não constam na nomenclatura. A profundidade de penetração também não consta na nomenclatura uma vez que a profundidade a considerar nos resultados será a profundidade de penetração real, no caso das soldaduras que foi possível a sua medição. A exemplificar, a soldadura T5-1500-40 foi produzida com uma profundidade de penetração teórica de 0,5 mm, contudo, após uma medição pormenorizada, verificou-se a penetração real de 0,11 mm. Assim, a exemplificar a nomenclatura, refere-se ao ensaio T1-870-20 que corresponde à primeira soldadura realizada (T1), produzida a 870 rpm ao longo de 20 s.

Tabela 3.3 - Parâmetros e condições utilizadas durante os ensaios de FSSW.

Ensaio de soldadura	Posição do material	Rotação (RPM)	Penetração teórica (mm)	Duração (s)
T1-870-20	Mg/Ti	870	0,8	20
T2-870-20		870	0,5	20
T3-1500-20		1500	0,5	20
T4-1500-40		1500	0,3	40
T5-1500-40		1500	0,2	40
T6-1500-60		1500	0,2	60

T7-1500-20		1500	0,2	20
T8-1500-10		1500	0,3	10
T9-1500-5		1500	0,2	5
T10-1140-20		1140	0,2	20
T11-870-20		870	0,2	20
T12-870-60		870	0,2	60

Para a medição da temperatura durante os ensaios de soldadura, recorreu-se a termopares do tipo K, utilizando o componente “*High-Precision Thermocouple USB Device DT9828*”, que permite converter os sinais do sensor em dados, que, posteriormente, serão convertidos em valores recorrendo ao *software* “*QuickDAQ*”.

Para o posicionamento do termopar, realizou-se um furo a 5 mm da extremidade da ferramenta, como representado pela Figura 3.3a e Figura 3.3b, com 2 mm de diâmetro. A profundidade corresponde à espessura da chapa superior, com o objetivo de manter o termopar na interface das duas chapas.

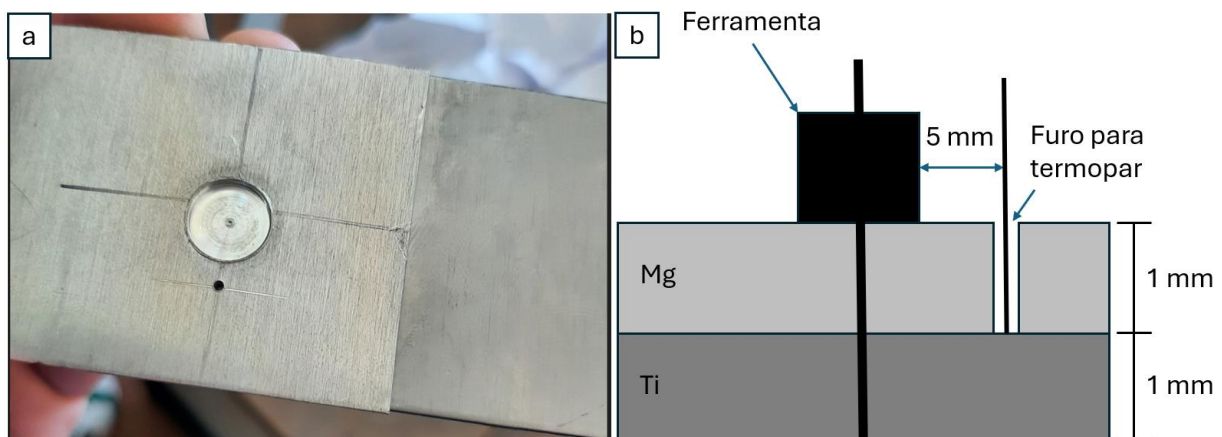


Figura 3.3 - a) Furo na chapa superior para medição da temperatura durante o processo de FSSW; b) Representação esquemática da posição do termopar durante o processo de FSSW.

Posteriormente, replicou-se as soldaduras T10-1140-20, T9-1500-5, T7-1500-20 e T6-1500-60, com as suas respetivas profundidades de penetração teóricas para efeitos dos ensaios de tração/corte.

### **3.3. Técnicas de caracterização**

Nesta etapa, realiza-se a descrição das técnicas usadas para a caracterização das soldaduras e dos respetivos equipamentos.

#### **3.3.1. Inspeção visual**

Trata-se da primeira fase de caracterização, realizada no momento da produção das ligações e, posteriormente, em laboratório. Consiste na análise a olho nu das soldaduras, não recorrendo a métodos de ampliação, para aferição do seu acabamento superficial e integridade geral. Procedeu-se ao registo fotográfico, não ampliado, de todas as ligações.

#### **3.3.2. Análise metalográfica**

Para esta etapa, as amostras foram seccionadas, na zona de soldadura, e colocadas em resina. Após este passo, foram lixadas recorrendo a lixas de diversas granulometrias (P320, P600, P1000 e P2500). De seguida, as amostras foram polidas, recorrendo-se a suspensão de diamante com granulometria de 6  $\mu\text{m}$  e, posteriormente, de 3  $\mu\text{m}$ , tendo sido utilizado álcool etílico ( $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$ ) como lubrificante. Após o polimento, as amostras foram lavadas, passadas por álcool etílico e secas.

Os tempos de desbaste e polimento foram variados, dada a dificuldade na obtenção de amostras aceitáveis. Dificuldade essa que vem da grande diferença de dureza entre o Mg e o Ti. Para a análise das amostras recorreu-se aos microscópios óticos Leica DM4000M LED e Zeiss Axiovert 25, representado na Figura 3.4.



Figura 3.4 - Microscópio óptico Zeiss Axiovert 25.

### 3.3.3. Análise da penetração real

A profundidade de penetração teórica, definida no equipamento de soldadura, pode ser afetada pela existência de folgas no equipamento, potenciando o aparecimento de erros no valor real de penetração. Neste sentido, de forma a obter-se a profundidade de penetração real, efetivamente utilizada durante a soldadura, fez-se a diferença entre a soma da espessura das chapas separadas e a espessura da zona soldada. A exemplificar, a Figura 3.5 representa as medidas obtidas recorrendo ao *software* ImageJ para a amostra T7-1500-20. Com base na escala presente na imagem, é possível fazer a medição das placas e da zona de soldadura, tendo-se verificado que as placas apresentam uma espessura ligeiramente superior ao pressuposto (1,00 mm). Note-se que este procedimento foi adotado para avaliar a profundidade de penetração real de todas as soldaduras.

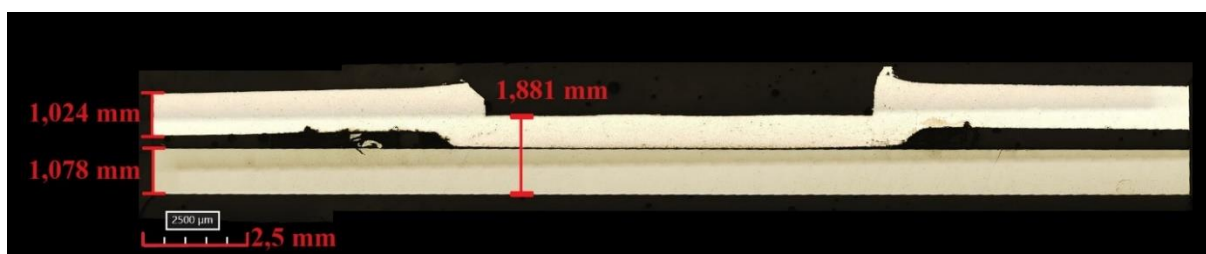


Figura 3.5 - Exemplificação do cálculo da profundidade de penetração real, para a amostra T7-1500-20.

De forma a calcular a penetração real (*Real Depth* - RD), realiza-se a medição da espessura do Magnésio (*Magnesium thick* - MT), da espessura do Titânio (*Titanium Thick* - TT) e da zona de união (*Connection Zone* - CZ). Posteriormente, recorreu-se à Equação 3.1.

$$MT + TT - CZ = RD$$

Equação 3.1

Com base no valores medidos da Figura 3.5, verifica-se que, para o ensaio T7-1500-20, a penetração real é de 0,22 mm.

### 3.3.4. Zona de ligação

As amostras cortadas para análise metalográfica da sua secção transversal, conforme referido anteriormente, foram sujeitas a diferentes etapas de lixamento e polimento, que promovem remoção de material da amostra. Dado o tempo de lixamento e polimento não ser facilmente controlado, variando consoante a amostra, a porção de material removida por amostra é também variável, o que afeta a largura da zona soldada visível para cada condição estudada. Por forma a eliminar esta variável, na quantificação da largura de ligação, procurou-se calcular um rácio entre a zona de ligação e a região de atuação da ferramenta, já que a remoção de material, durante a preparação metalográfica, afeta ambas as dimensões de igual forma. De facto, este rácio mantém-se constante, independentemente da remoção de material imposto na amostra, durante a preparação metalográfica, permitindo a comparação direta entre amostras soldadas com diferentes condições.

De forma a auxiliar a interpretação do rácio da zona ligada, elaborou-se a Figura 3.6, na qual se exemplifica a importância de relacionar a largura criada pela ferramenta e a largura de união entre os materiais. No caso da secção A-A, a secante criada na linha de corte tem 7 mm de largura, sendo que a medição da largura de união de 6,65 mm, permitindo obter um rácio de 0,95. Na secção B-B, a linha corresponde ao diâmetro da ferramenta, de 10 mm, e apresenta uma largura de união de 9,5 mm, o que leva ao rácio de 0,95. Ou seja, independentemente da posição da linha de corte, o rácio será igual.

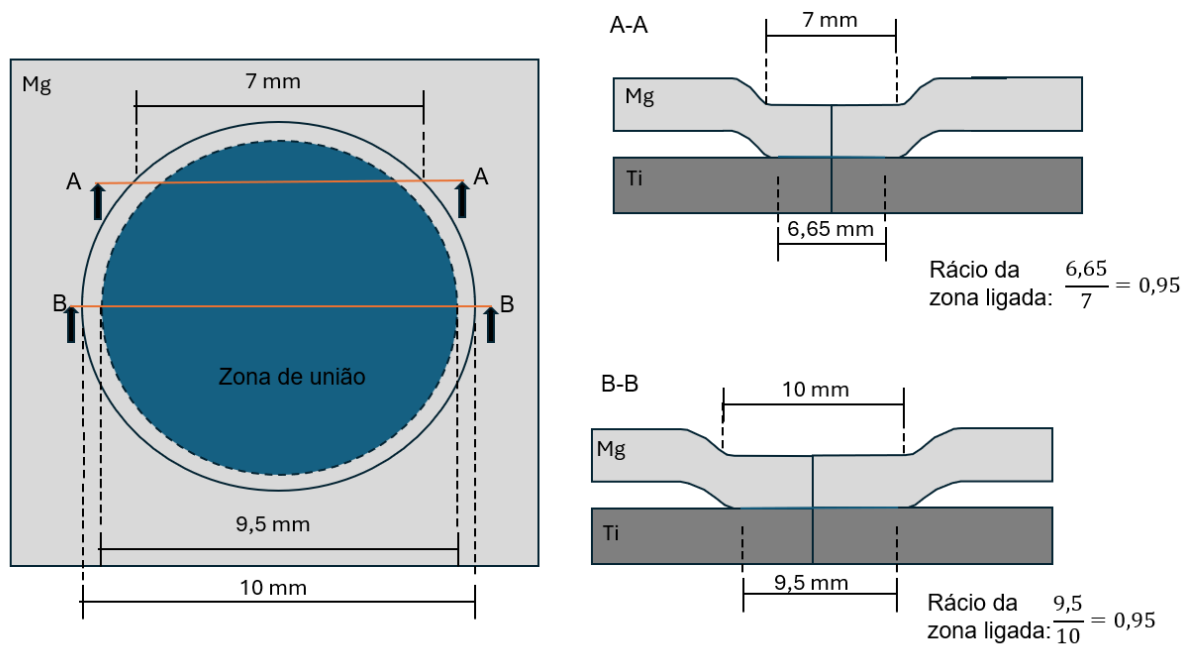


Figura 3.6 - Exemplificação esquemática do rácio da zona ligada.

De forma a calcular o rácio de ligação (*Connection Ration - CR*), fez-se a medição da largura de atuação da ferramenta (*Tool Width - TW*) e da zona de ligação efetiva (*Effective Connection - EC*) entre as placas, recorrendo ao *software* ImageJ. Na Figura 3.7, exemplifica-se a medição para a amostra T7-1500-20. O procedimento adotado foi igual para todas as amostras.

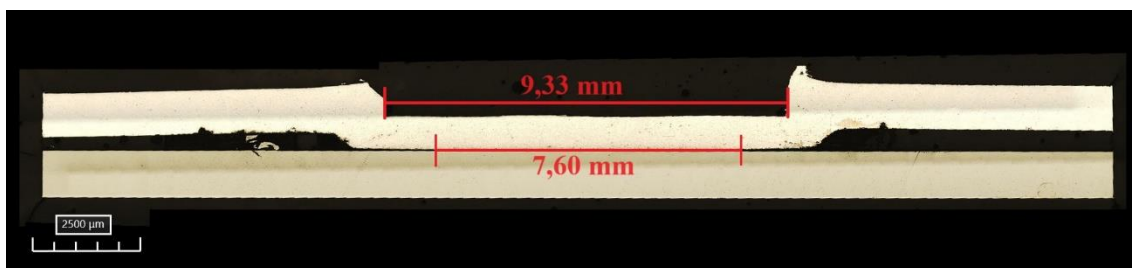


Figura 3.7 - Exemplificação do cálculo do rácio da zona ligada, para a amostra T7-1500-20.

Para o cálculo do rácio da zona ligada, recorreu-se à Equação 3.2.

$$\frac{EC}{TW} \times 100 = CR$$

Equação 3.2

Com base nos valores apresentados na Figura 3.7, verifica-se que, para o ensaio T7-1500-20, o rácio da zona de ligação é de 81,46 %.

### 3.3.5. Ensaios de microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados no equipamento LTF SpA GALILEO ISOSCAN ODAutomatic, representado na Figura 3.8a. Definiu-se uma carga de indentação de 200 gf e um tempo de indentação de 15 s. As indentações foram realizadas a uma distância média do centro de soldadura de 250  $\mu\text{m}$ , de ambos os lados da interface (ligas de Mg e de Ti), encontrando-se afastadas 500  $\mu\text{m}$  entre si, como representado na Figura 3.8b.

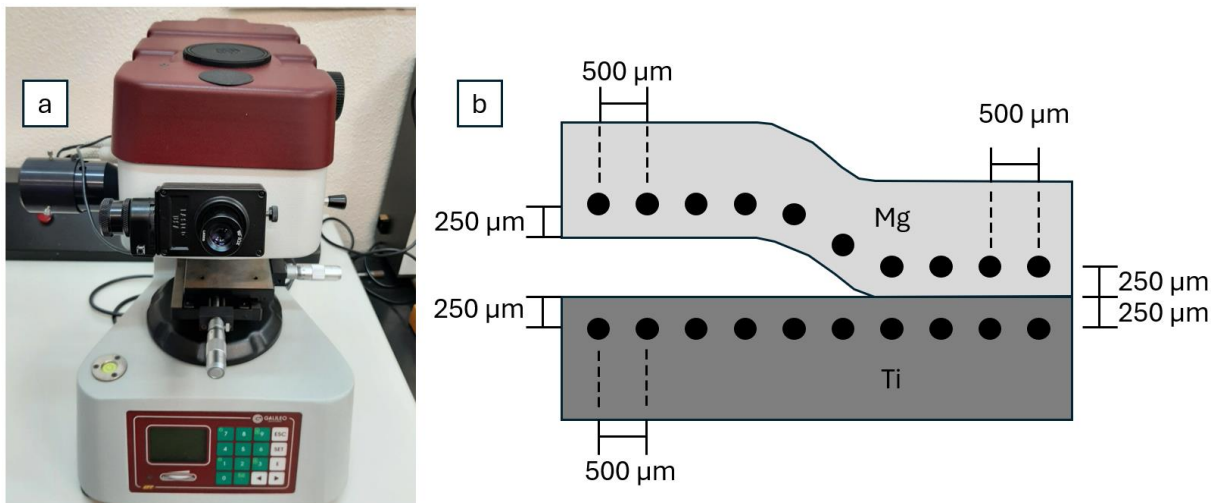


Figura 3.8 - a) Microdurómetro LTF SpA GALILEO ISOSCAN ODAutomatic; b) representação esquemática dos perfis de indentações.

Para a medição da microdureza Vickers, recorreu-se ao microscópio ótico Leica DM4000M LED, onde se fez o registo micrográfico de cada indentação. Posteriormente, com recurso ao software ImageJ, mediram-se as diagonais da indentação, conforme se ilustra na Figura 37. Foi, então, possível calcular a microdureza referente a cada indentação, recorrendo à Equação 3.3, onde se tem em conta a diagonal média da indentação ( $d$  – mm) e a força/carga aplicada ( $F$  – kgf).

$$HV = 1,854 * \frac{F}{d^2}$$

Equação 3.3

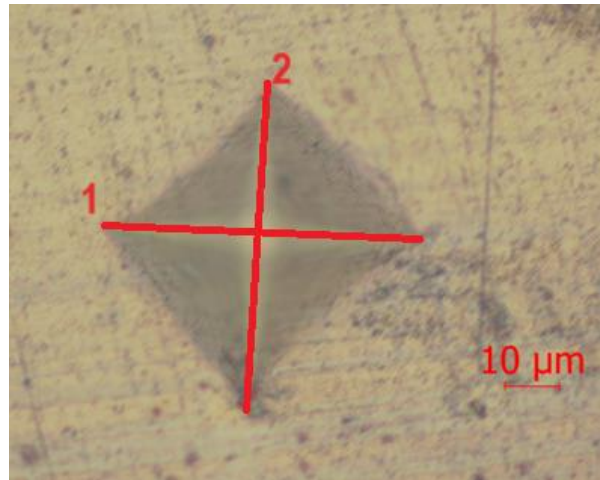


Figura 3.9 - Indentação no Magnésio, ampliação de 500x.

### 3.3.6. Análise SEM/EDS

A análise da morfologia e microestrutura das ligações foi complementada por microscopia eletrónica de varrimento (SEM – *Scanning Electron Microscopy*), com especial foco na zona da interface.

Para a análise da composição química da interface de soldadura, recorreu-se a espectroscopia por dispersão de energia (SEM – *Energy-Dispersive X-Ray Spectroscopy*).

O equipamento utilizado, Hitachi SU3800, encontra-se representado na Figura 3.10.



Figura 3.10 - Máquina de espectroscopia Hitachi SU3800.

### 3.3.7. Ensaio de tração/corte

Os ensaios de tração foram realizados recorrendo à máquina universal Shimadzu AGS-X 100kN, representada na Figura 3.11, utilizando uma velocidade de deformação de 5 mm/min e garras da classe [0 – 6] mm. Conforme referido anteriormente, o processo de ligação replicou-se para as condições que deram origem a ligações bem-sucedidas, obtendo três amostras de cada soldadura para analisar (para um total de 12 ensaios de tração). Por questões económicas, não se estudaram todas as condições. A geometria dos provetes resulta de uma adaptação da norma ISO 14273:2016.



*Figura 3.11 - Máquina de tração universal Shimadzu AGS-X 100 kN.*

## **4. Resultados e discussão**

Nesta etapa, pretende-se apresentar todos os resultados obtidos experimentalmente, explicar o observado em cada subcapítulo e relacionar, sempre que possível, com a bibliografia analisada. Refere-se, em primeiro lugar, a morfologia da secção transversal, na qual visualiza-se compara-se o aspeto obtido com os parâmetros utilizados para as soldaduras bem sucedidas. Seguidamente, analisa-se o aspeto visual das soldaduras, as temperaturas alcançadas a 5 mm da SZ, o aspeto morfológico, SEM/EDS e os ensaios de dureza e tração-corte. Ao longo destas etapas, compara-se sempre o observado com os parâmetros utilizados.

### **4.1. Morfologia da secção transversal da soldadura**

Relativamente à macroestrutura, o foco será nas soldaduras cuja ligação foi bem-sucedida. Contudo, a soldadura T4-1500-40, apesar de ter sido bem-sucedida, não foi possível analisar a sua macroestrutura devido às chapas se terem separado durante o processo de corte.

#### **4.1.1. Análise qualitativa**

A Figura 4.1 apresenta a macroestrutura da secção transversal dos ensaios bem-sucedidos, permitindo uma visão global dos resultados. É notório que não se verificam defeitos macroscópicos nas secções transversais, como falhas ou vazios. É, contudo, possível observar que algumas soldaduras apresentam uma elevação da chapa de Mg, sendo uma resposta do material ao movimento da ferramenta, mas resulta, sobretudo, do sistema de fixação.

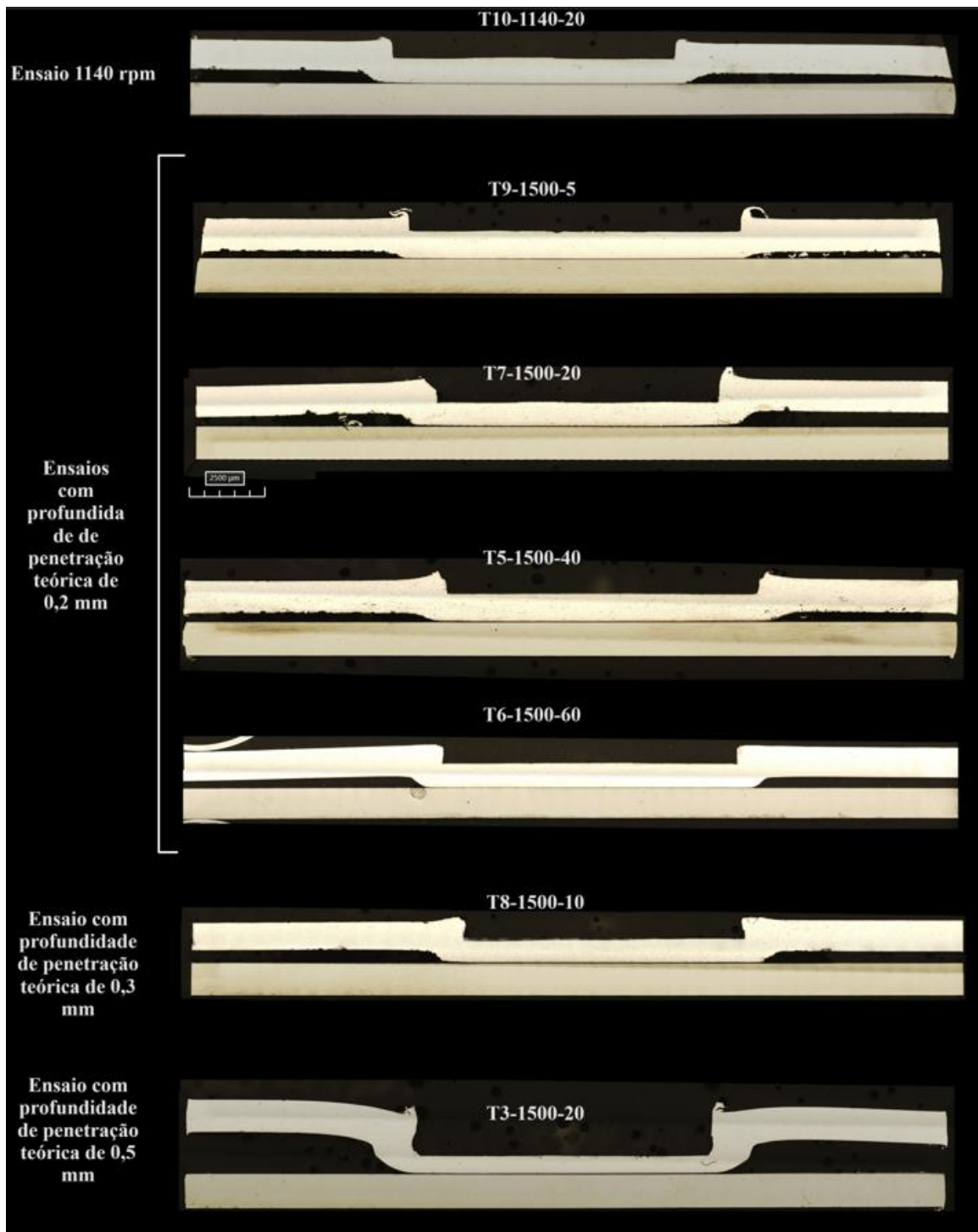


Figura 4.1 - Macroestruturas das soldaduras analisadas.

É notório em todos os resultados que os materiais se encontram em contacto, contudo não é observado mecanismos macroscópicos de ancoragem entre os materiais. Este facto deve-se à diferença de durezas entre os materiais estudados. Este aspeto é corroborado por Li *et al.* [32], que também referem que a interface da soldadura é plana sem a presença visível de estruturas de ancoragem após a soldadura de Ti-6Al-4V a AZ31B.

### 4.1.2. Análise quantitativa

Neste ponto, pretende-se comparar a penetração teórica com a penetração real, efetivamente utilizada durante o processo de soldadura, dado o equipamento de soldadura poder apresentar folgas que levem a que estes valores não sejam coincidentes. Os resultados da penetração real e da diferença entre as penetrações real e teórica encontram-se apresentados na Tabela 4.1.

Com base nos dados presentes na Tabela 4.1, verifica-se que os parâmetros não afetam diretamente a diferença entre a profundidade de penetração real e teórica. Visualiza-se que há pequenas e grandes diferenças entre a profundidade de penetração teórica e real, não sendo possível encontrar um padrão.

*Tabela 4.1 - Cálculo da diferença entre a penetração teórica e a penetração real.*

Ensaio	Penetração teórica (mm)	Penetração real (mm)	Diferença (mm)	Diferença percentual (%)
T10-1140-20	0,20	0,17	0,03	-15
T9-1500-5	0,20	0,15	0,05	-25
T8-1500-10	0,30	0,10	0,20	-67
T7-1500-20	0,20	0,22	0,02	10
T3-1500-20	0,50	0,46	0,04	-8
T5-1500-40	0,20	0,11	0,09	-45
T6-1500-60	0,20	0,21	0,01	5

### 4.1.3. Zona de ligação

Através da análise da secção transversal das soldaduras, pode-se ainda determinar e comparar a zona de ligação para os diferentes parâmetros e calcular o rácio da zona ligada (%RL). Tendo em conta a forma circular da zona de soldadura, o desgaste do polimento e a dificuldade no posicionamento do corte, que resulta frequentemente numa falta de consistência deste procedimento, foi adotado um rácio para uniformizar as medições e permitir o estudo comparativo entre as várias condições analisadas. O %RL é dado pelo quociente entre a zona de ligação ( $l_w$ ) e a largura da medida no topo, em concreto, na zona de atuação da ferramenta ( $l$ ), podendo ser calculado pela Equação 2.

Os resultados medidos da  $l$  e da  $l_w$ , assim como o %RL e a profundidade de penetração real dos ensaios encontram-se na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Cálculo do rácio da largura da zona ligada.

	$l_w$	$l$	%RL
Ensaio	Largura de ligação (mm)	Largura medida no topo (mm)	Rácio da zona ligada (%)
T10-1140-20	8,83	9,68	91
T9-1500-5	10,48	10,57	99
T8-1500-10	8,91	9,22	97
T7-1500-20	8,83	9,40	94
T3-1500-20	8,26	9,30	89
T5-1500-40	9,44	9,94	95
T6-1500-60	10,65	10,09	106

O gráfico da Figura 4.2 auxilia na comparação dos dados presentes na Tabela 4.2. Da Figura 4.2, a condição T10-1140-20 destaca-se por apresentar um dos menores %RL podendo dever-se à baixa velocidade de rotação da ferramenta e ao reduzido tempo de soldadura. Relativamente aos ensaios produzidos a 1500 rpm, a condição T6-1500-60 apresenta o %RL mais elevado, o que, certamente, se deverá ao maior tempo de soldadura testado. Por outro lado, o ensaio T9-1500-5 apresenta um %RL elevado, apesar de ter uma duração reduzida, podendo dever-se a um caso isolado dos restantes, uma vez que, de forma geral, o %RL reduz com a redução do tempo de soldadura. Por último, salienta-se o ensaio T3-1500-20 que apresenta o menor %RL contudo, como se verifica na Tabela 4.1, apresenta a profundidade de penetração real maior. Ainda assim, com base nas restantes condições, não é possível concluir nenhuma relação inversa entre a profundidade de penetração real e o %RL. Estas diferenças permitem concluir que todos os parâmetros utilizados têm influência sobre o rácio da zona ligada, sendo que os predominantes é o tempo de duração da soldadura e a velocidade de rotação da ferramenta.

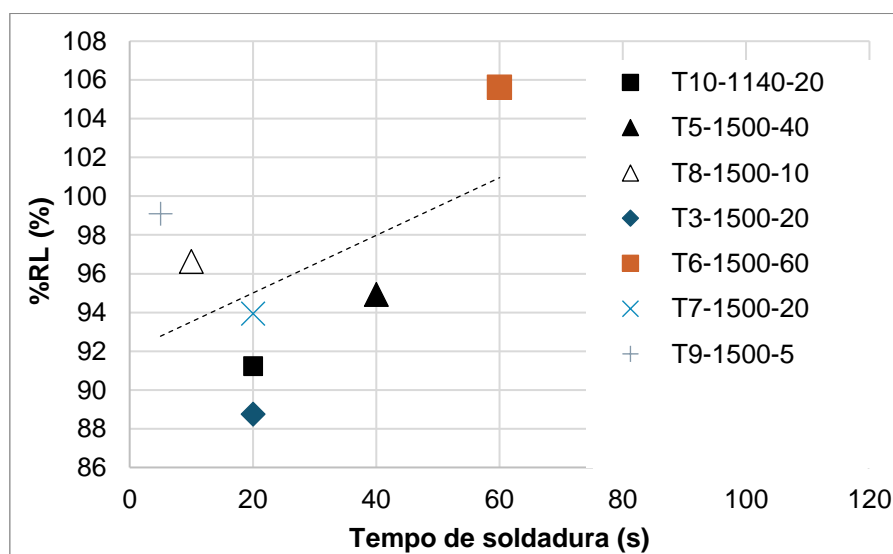


Figura 4.2 - Rácios das zonas ligadas, correspondentes a cada ensaio.

## 4.2. Inspeção visual das soldaduras

De forma a unir o Magnésio e o Titânio por FSSW, realizaram-se diversos ensaios de soldadura. Nesta primeira inspeção visual das soldaduras realizadas, destacam-se as condições que proporcionaram a ligação efetiva dos materiais. De salientar que dos 12 ensaios realizados, 8 foram bem-sucedidos, havendo ligação efetiva entre as chapas soldadas. A Figura 4.3 condensa todos os ensaios realizados num gráfico, na qual a aparência e a forma dos pontos apresentam diferentes significados. Como a forma varia com a velocidade de rotação, as formas cujo preenchimento é vermelho significam que não existiu união e as formas cuja cor envolvente é laranja correspondem a soldaduras cuja profundidade de penetração considerada foi a penetração teórica. Numa primeira análise à Figura 4.3, pode-se verificar que apenas não houve união para os ensaios realizados a 870 rpm e que, para as restantes velocidades de rotação (1140 rpm e 1500 rpm), as uniões ocorreram, independentemente dos valores de tempo de soldadura e de profundidade de penetração. Esta análise demonstra que, para 870 rpm, o aumento da área de contacto entre a ferramenta e o material com o aumento da penetração e a duração do processo não tiveram impacto nos resultados, o que demonstra que o calor gerado a esta velocidade de rotação é insuficiente para a união. Garcia-Castilho *et al.* [60] verificaram semelhantes resultados, tendo os autores ensaiado a diversas velocidades de rotação e verificaram que, para a menor velocidade de rotação testada, não existiu soldadura. Posteriormente, referem que a falha na união podia dever-se à recristalização e crescimento de grão devido à concentração de calor gerado pela ferramenta.

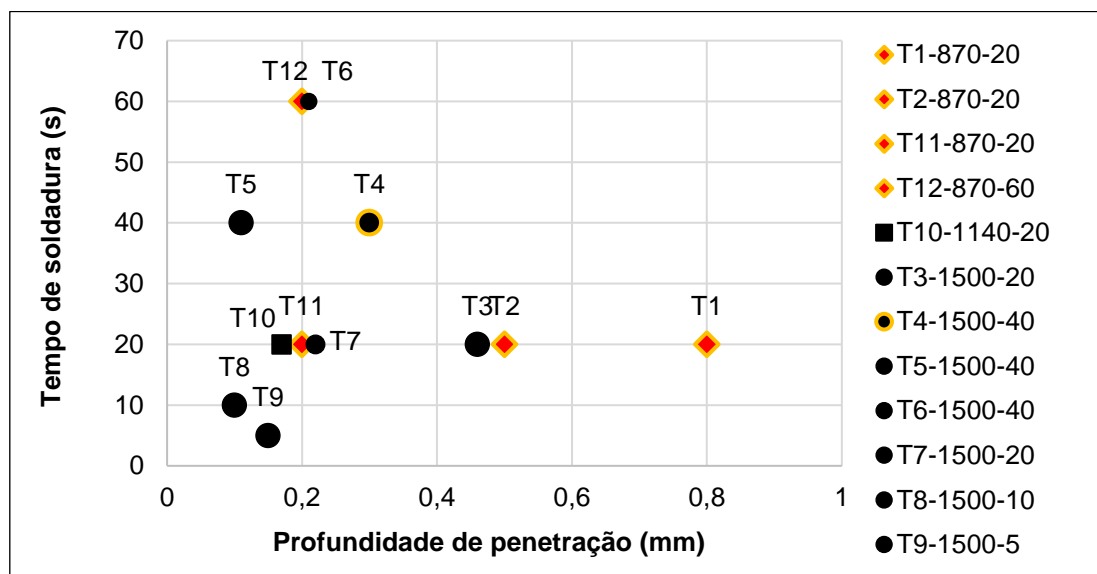


Figura 4.3 - Representação gráfica das condições de soldadura testadas e respetivos resultados.

Na Figura 4.4, apresenta-se a morfologia da superfície de soldadura dos ensaios T12-870-60, T11-870-20, T9-1500-5 e T3-1500-20. Nota-se ainda a presença de rebarba em torno do ponto de soldadura, que se deve à grande quantidade de material removido durante o ensaio. Ainda para as soldaduras produzidas a 870 rpm, a soldadura T11-870-20 apresenta um aspeto mais uniforme, comparativamente com o ensaio T12-870-60, apesar de ambos terem uma profundidade de penetração igual (0,2 mm). Esta diferença visual pode indicar que a duração do ensaio influencia a presença de rebarba. Contrariamente, através da visualização das soldaduras T9-1500-5 e T3-1500-20, verifica-se o oposto. A soldadura T9-1500-5 apresenta rebarba enquanto a soldadura T3-1500-20 não apresenta, apesar do primeiro caso apresentar maior duração do ensaio. Adicionalmente, verifica-se que o primeiro caso apresenta uma profundidade de penetração de 0,15 mm e o segundo caso uma profundidade de 0,46 mm. Uma possível razão para esta diferença pode se dever à combinação do desgaste da ferramenta e à profundidade de penetração, o que pode dar origem à rebarba presente na soldadura T9-1500-5. Contudo, com o desgaste da ferramenta, a quantidade de rebarba deveria reduzir com a redução da capacidade de corte da ferramenta. Outra possível razão pode dever-se a que, dada a profundidade de penetração e à duração do ensaio, a rebarba tenha-se acomodado às paredes do ponto de soldadura durante a ascensão ao longo da ferramenta e não alcançou a superfície. Em concordância com esta possibilidade, visualiza-se o aspeto das soldaduras T6-1500-60 e T3-1500-20, com base na Figura 4.1, em que se visualiza uma redução de diâmetro do ponto de soldadura, como que um ligeiro afunilamento. Na base destas duas soldaduras, salienta-se a duração do ensaio (60 s) e a profundidade de penetração (0,46 mm) que potenciaram o acomodar do material. À exceção, verifica-se a soldadura T8-1500-10 que apresenta ligeiro afunilamento, contudo foi produzido com uma duração reduzida (10 s) e baixa profundidade de penetração (0,10 mm).

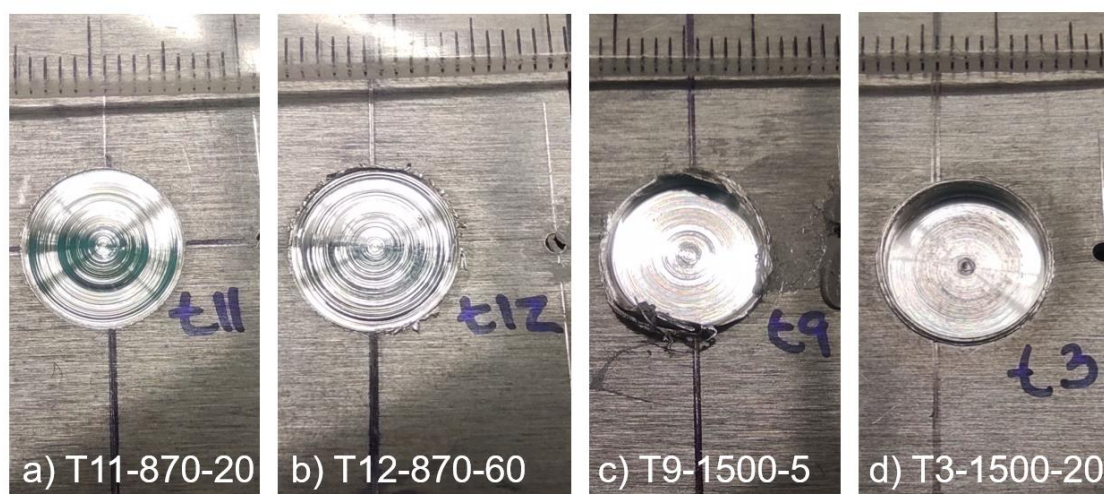


Figura 4.4 - Aspeto visual das soldaduras: a) T11-870-20; b) T12-870-60; c) T9-1500-5; d) T3-1500-20.

### 4.3. Análise de temperaturas

#### 4.3.1. Representação gráfica do ciclo térmico

A Figura 4.5 apresenta os ciclos térmicos das condições T1-870-20, T11-870-20 e T12-870-60. Estes ensaios partilham a velocidade de rotação, tendo sido variado o tempo de soldadura, i.e., 20 vs 60 s, e a profundidade de penetração teórica, i.e., 0,2 vs 0,8 mm. É notório, pela Figura 4.5, que a evolução da temperatura é semelhante entre os três ensaios, salientando-se o aumento significativo da temperatura devido ao contacto da ferramenta com as chapas, seguido de um aumento da temperatura até ao pico. Após esse valor, ocorre uma descida acentuada da mesma, devido ao movimento ascendente/recuo da ferramenta e à consequente perda de contacto desta com o material. Por sua vez, como se pode verificar pelo ciclo térmico da condição T12-870-60, a temperatura de pico foi superior neste caso, o que se deveu à sua maior duração. A corroborar com a duração da soldadura, Cox *et al.* [61] referem que o excesso de calor é prejudicial à qualidade da soldadura, sendo salientado que o aumento de temperatura encontra-se relacionado com a duração do ensaio. Os investigadores, adicionalmente, referem que a duração da soldadura seja reduzida de forma a evitar o sobre aquecimento.

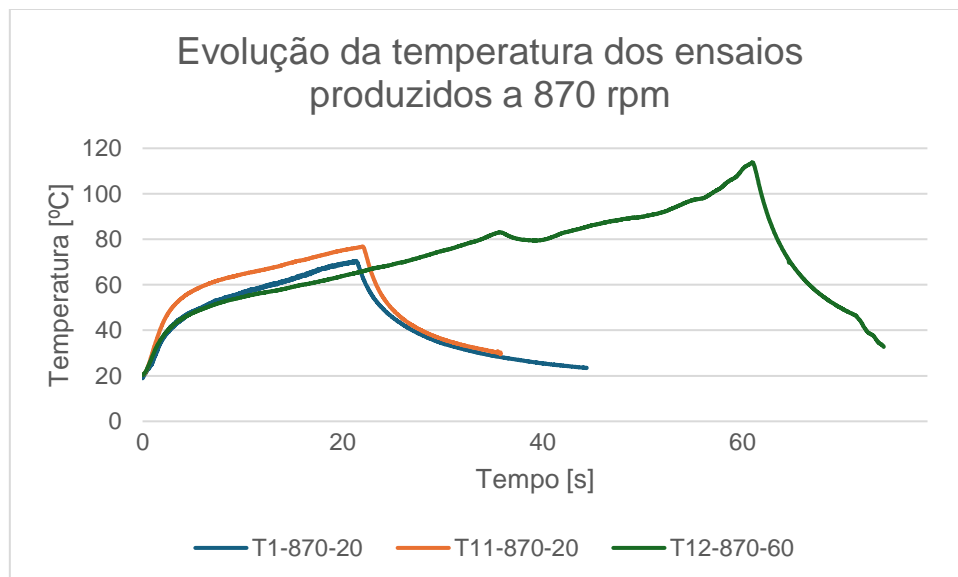


Figura 4.5 – Ciclo térmico dos ensaios produzidos a 870 rpm.

A Figura 4.6 apresenta o ciclo térmico do ensaio T10-1140-20. Neste ensaio utilizou-se o mesmo tempo de soldadura da ligação T11-870-20, contudo uma profundidade de penetração inferior, 0,17 vs 0,2 mm e uma velocidade de rotação diferente, i.e. 1140 vs 870 rpm. A partir do gráfico da Figura 4.6, é notório o aumento inicial da temperatura com a penetração da

ferramenta no material e, ao invés do registado nas curvas da Figura 4.5, a temperatura mantém-se em torno dos 240 °C com ligeiras variações durante o resto do ensaio. Após o término do ensaio, a temperatura baixa gradualmente com o movimento ascendente da ferramenta.

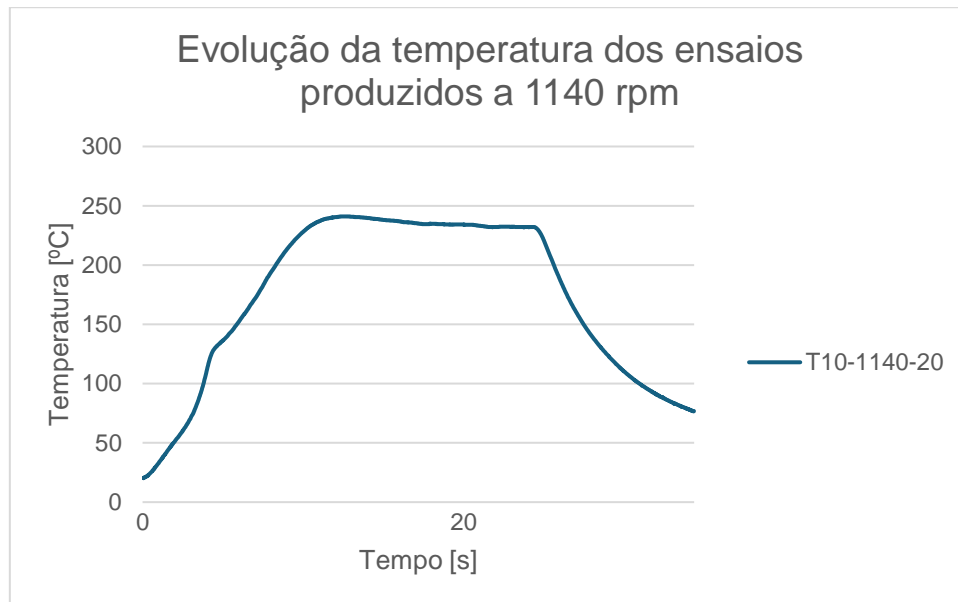


Figura 4.6 – Ciclo térmico do ensaio T10-1140-20.

Na Figura 4.7, são apresentados os ciclos térmicos para as soldaduras produzidas a 1500 rpm. À semelhança do ensaio T10-1140-20 (Figura 4.6), é notório um aumento acentuado da temperatura até uma temperatura de, aproximadamente, de 250 °C, seguido de uma estabilização durante o processo de soldadura, à exceção da soldadura T9-1500-5. A razão pela qual a condição T9-1500-5 não apresenta uma curva semelhante à dos restantes gráficos é devido à sua curta duração não ter permitido o aumento da temperatura e respetiva estabilização. Analisando a curva do ensaio T4-1500-40, verifica-se um valor acentuado, bastante acima dos restantes valores, e isolado da curva. Parecendo tratar-se de um ponto isolado que atingiu valores superiores aos demais, já que, juntamente a este facto, a temperatura até ao final da soldadura encontra-se entre 150 °C e 200 °C, estando abaixo das outras curvas referentes a 1500 rpm. Esta diferença pode dever-se a erros experimentais, como erro de posicionamento do termopar. Para as restantes soldaduras, a evolução segue um aspeto semelhante, sendo a principal diferença o tempo de soldadura. O ensaio T3-1500-20 não se encontra na Figura 4.7 uma vez que não existiu registo de temperatura do mesmo.

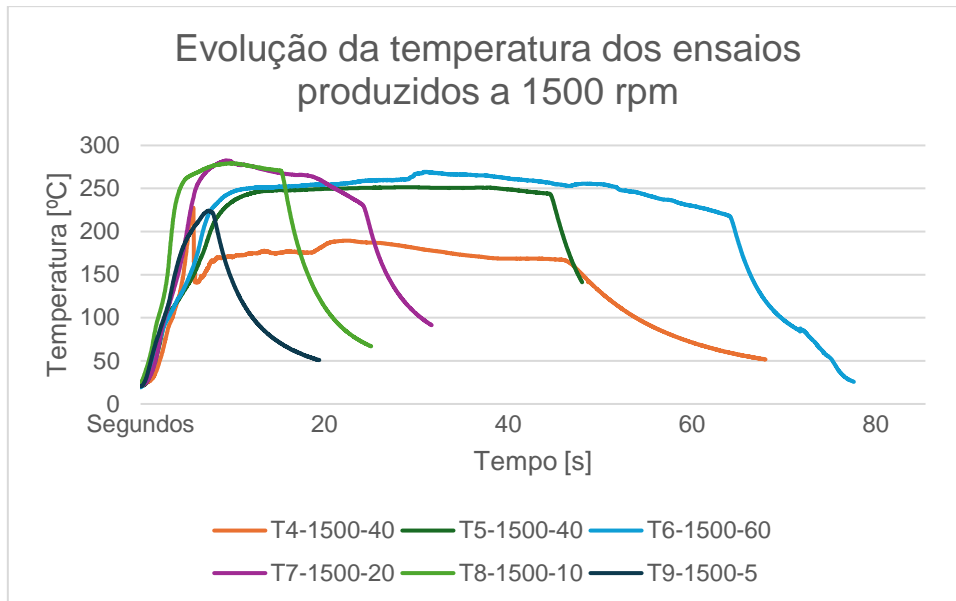


Figura 4.7 – Ciclo térmico dos ensaios produzidos a 1500 rpm.

De forma a analisar o impacto da velocidade de rotação no ciclo térmico das soldaduras, a Figura 4.8 compara as curvas dos ciclos térmicos dos ensaios T11-870-20, T10-1140-20 e T7-1500-20. Todos os ensaios apresentam a mesma duração e profundidade de penetração semelhantes (0,22 mm para o ensaio T7-1500-20 e 0,2 mm para os restantes), sendo a velocidade de rotação a única variável neste gráfico, i.e. 870, 1140 e 1500 rpm. Com base nas curvas da Figura 4.8, é possível visualizar, numa primeira fase, dois pontos importantes: a temperatura máxima atingida e a velocidade de aquecimento. É notório que, quanto mais alta for a velocidade de rotação, maior será a temperatura alcançada e em menos tempo será atingido esse valor.

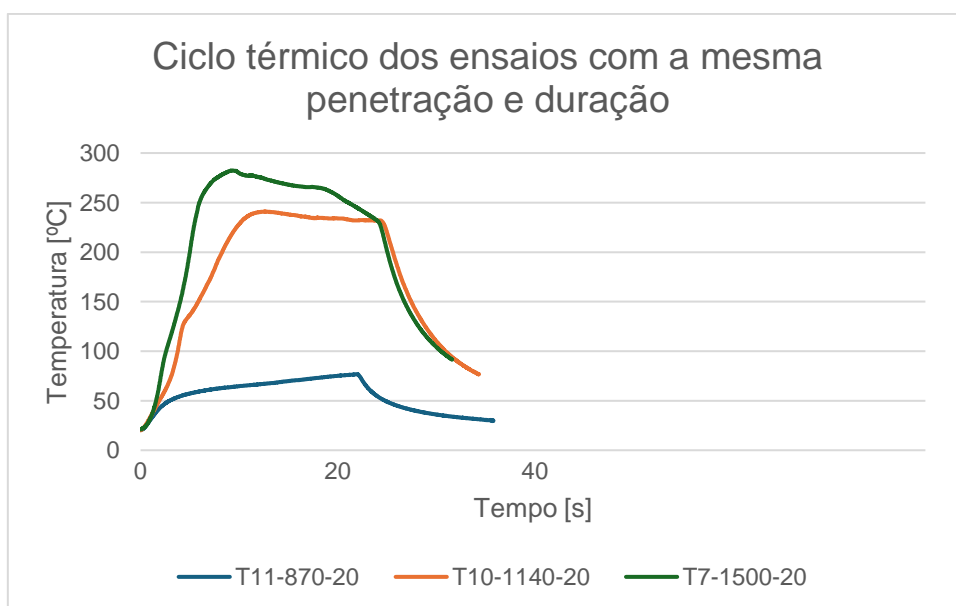


Figura 4.8 – Ciclo térmico dos ensaios produzidos com uma duração de 20 s.

### 4.3.2. Comparação da temperatura máxima

Tendo em conta a evolução das curvas de temperatura, tendencialmente crescente, para efeitos de análise, fez-se uma comparação dos valores máximos de temperatura registados nos vários ensaios. Na Figura 4.9, apresentam-se as temperaturas máximas alcançadas durante o processo de FSSW para as diferentes condições de soldadura estudadas. Salienta-se que as formas utilizadas (triângulo, quadrado e losango) seguem um padrão, ou seja, as mesmas correspondem a ensaios com a mesma velocidade de rotação. Onde é possível concluir que a velocidade de rotação apresenta o maior impacto nas temperaturas alcançadas, salientando que as temperaturas máximas foram atingidas para velocidades de 1500 rpm, com algumas exceções. Contudo, ao comparar as temperaturas máximas atingidas nas soldaduras T9-1500-5 e T10-1140-20, é possível verificar que foi atingido um maior valor de temperatura na soldadura produzida com menor velocidade de rotação. É de notar que, embora a velocidade de rotação referente a esta soldadura tenha sido inferior, o tempo de soldadura foi superior. Este aspeto evidencia o efeito do tempo de soldadura no maior valor de temperatura registado durante o processo. Outro ensaio relevante é o T1-870-20 que apresentou a temperatura abaixo dos restantes ensaios, apesar de apresentar a maior profundidade de penetração, 0,8 mm. Por outro lado, a soldadura T7-1500-20 teve uma profundidade de penetração de 0,22 mm, sendo uma das profundidades de penetração mais baixas, e apresentou o maior valor de temperatura máxima, permitindo concluir a profundidade de penetração tem influência a temperatura máxima.

Diversos autores obtiveram, em circunstâncias semelhantes, temperaturas máximas para velocidades de rotação superiores, tendo os restantes parâmetros de soldadura tido menor impacto nesses valores [25], [52], [55].

Através do gráfico da Figura 4.9, é notória a diferença que as velocidades de rotação têm sobre a temperatura alcançada, destacando que, para valores de velocidade inferiores (870 rpm), não existiu soldadura.

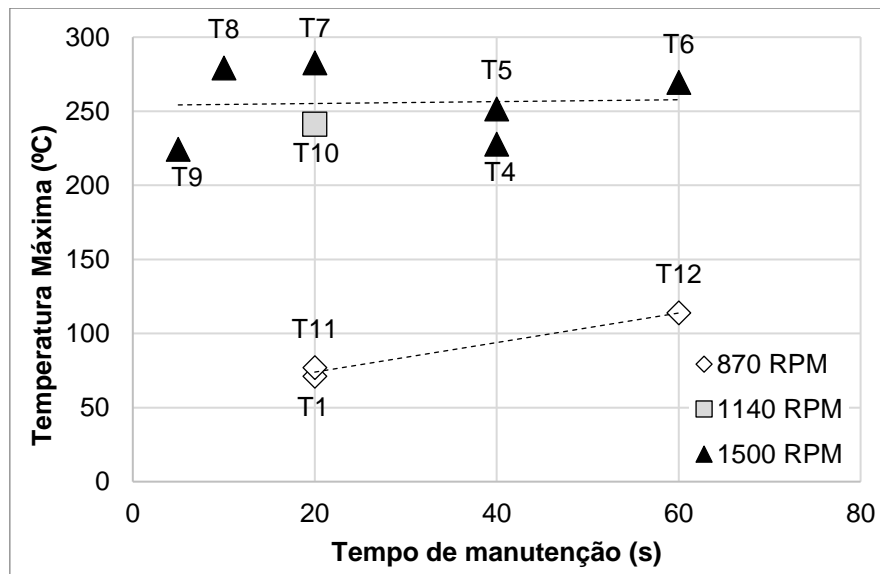


Figura 4.9 - Comparação da temperatura máxima atingida nos ensaios de soldadura.

### 4.3.3. Rácio de aumento de temperatura com o tempo

Com a visualização dos gráficos de temperatura, ilustrados da Figura 4.5 à Figura 4.7, é notório que alguns ensaios apresentam um aumento de temperatura acentuado até atingirem um patamar de estabilização, enquanto, noutros ensaios, esse patamar nunca é atingido. Salientam-se as curvas dos ensaios T5-1500-40, T6-1500-60, T7-1500-20, T8-1500-10 e T10-1140-20, que apresentam um aumento de temperatura acentuado, seguido de uma temperatura constante até ao fim do ensaio. O gráfico da Figura 4.10 pretende mostrar o rácio de aumento da temperatura por unidade de tempo até ao nível da temperatura de estabilização. Numa primeira visualização, verifica-se que a velocidade de aquecimento é superior para os ensaios a 1500 rpm em relação ao ensaio a 1140 rpm. Sendo uma possível explicação o facto de maior a velocidade de rotação, maior será o calor produzindo. Entre os ensaios a 1500 rpm, verifica-se que o aumento de temperatura por unidade de tempo é maior quanto menor for a duração do ensaio. Esta evolução pode dever-se a fatores como diferentes profundidades de penetração ou, até mesmo, à velocidade de afundamento da ferramenta durante os ensaios.

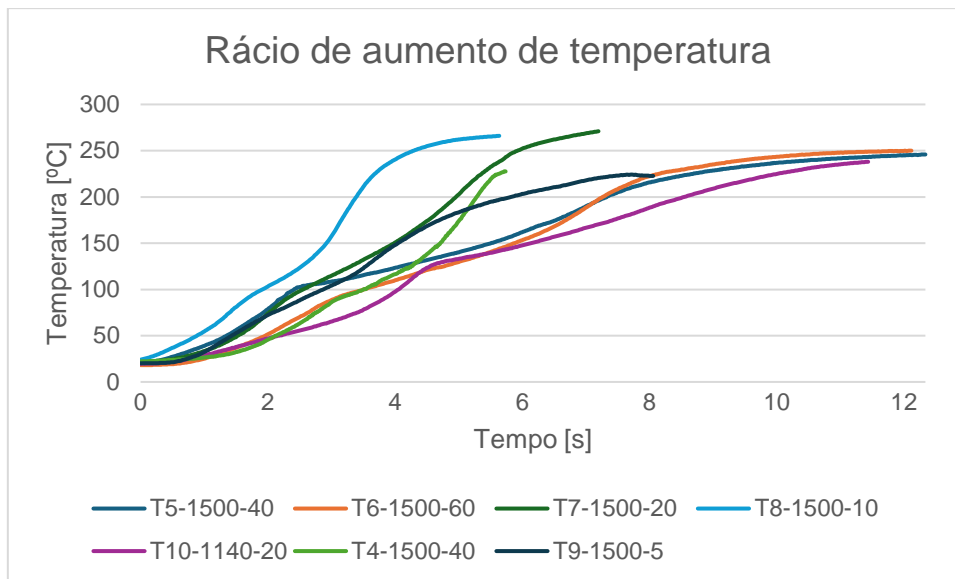


Figura 4.10 - Rácio do aumento da temperatura para os ensaios bem-sucedidos.

A Figura 4.11 apresenta a variação da temperatura em função da profundidade de penetração das curvas da Figura 4.10. Através da análise da Figura 4.11, é possível verificar que, à exceção dos ensaios T8-1500-10 e T6-1500-60, a evolução global indica que o rácio aumenta com o aumento da profundidade de penetração. Este facto pode dever-se à maior área de contacto (área da base e zona lateral) da ferramenta com o material, o que corresponde a maior área de fricção e, conseqüentemente, maior calor produzido por unidade de tempo.

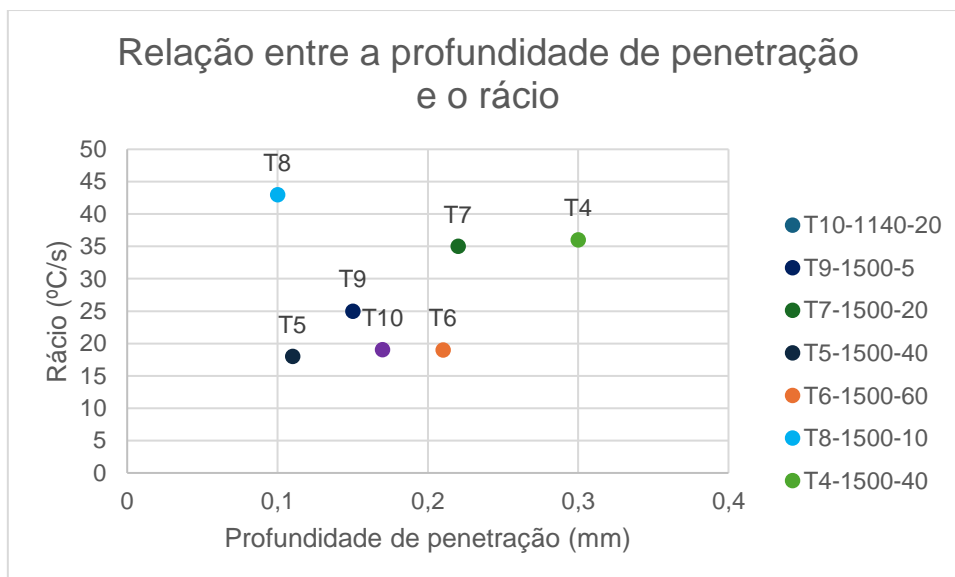


Figura 4.11 - Relação da profundidade de penetração com o rácio

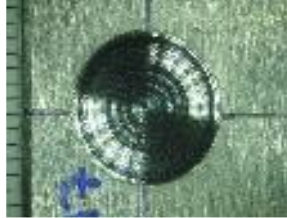
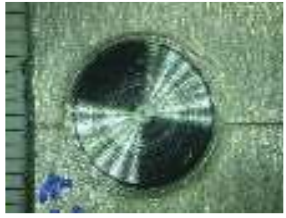
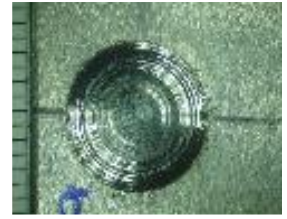



## 4.4. Análise morfológica





Nesta secção, estuda-se o aspeto superficial e relaciona-se o diâmetro da ferramenta com o diâmetro de soldadura medido e os parâmetros utilizados.

### 4.4.1. Análise da superfície

Nesta etapa, pretende-se fazer a análise do diâmetro da zona de soldadura para, posteriormente, comparar com os parâmetros de cada ensaio. Na Tabela 4.3, encontram-se apresentadas as imagens da morfologia superficial das ligações realizadas e os respetivos diâmetros de cada soldadura, tendo sido ordenados em função da velocidade de rotação, seguido da penetração e duração. Encontram-se representados 10 dos 12 ensaios, dado não existir registo superficial das restantes 2 soldaduras. É notória a influência dos parâmetros no valor medido, sendo de destacar que, para a mesma duração, o valor do diâmetro aumentou. Pode dever-se a diferenças na penetração como dever-se, também, ao desgaste da ferramenta – efeito cogumelo. Este aumento do diâmetro também é visível quando se mantém a velocidade de rotação da ferramenta e a penetração, fazendo variar a duração do ensaio, sendo comum para as velocidades a 870 e a 1500 rpm.

Tabela 4.3 – Aspeto superficial das soldaduras e medição do diâmetro de soldadura.

Ensaio	Aspeto superficial	Valor medido (mm)	Ensaio	Aspeto superficial	Valor medido (mm)
T11-870-20		8,83	T7-1500-20		9,52
T12-870-60		9,10	T5-1500-40		9,52
T1-870-20		9,66	T6-1500-60		9,68

T10-1140-20		9,02	T8-1500-10		9,65
T9-1500-5		9,12	T4-1500-40		10,04

#### 4.4.2. Comparação do diâmetro da ferramenta com os parâmetros

No gráfico da Figura 4.12, mostram-se os diâmetros da marca deixada pela ferramenta, medidos para todos os ensaios de soldadura realizados, permitindo comparar os diâmetros apresentados na Tabela 4.3 com as condições de soldadura e as profundidades de penetração. À semelhança do gráfico da Figura 4.3, o gráfico da Figura 4.12 identifica as soldaduras onde se consideraram as penetrações teóricas (formas cuja cor envolvente é laranja). Através da análise do gráfico da Figura 4.12, de uma forma geral, visualiza-se que o diâmetro é maior nas primeiras soldaduras (T1 e T4 a T8) e é menor nas últimas soldaduras (T9 a T12). Este pormenor é possível ser explicado com o desgaste da ferramenta, o que leva à redução da capacidade corte. Observa-se igualmente que o aumento da velocidade de rotação encontra-se associado ao diâmetro medido, sendo verificado pelas zonas, 1 e 2, cujas soldaduras abrangidas por cada região partilham a mesma velocidade de rotação, 1500 ou 870 rpm, respetivamente.

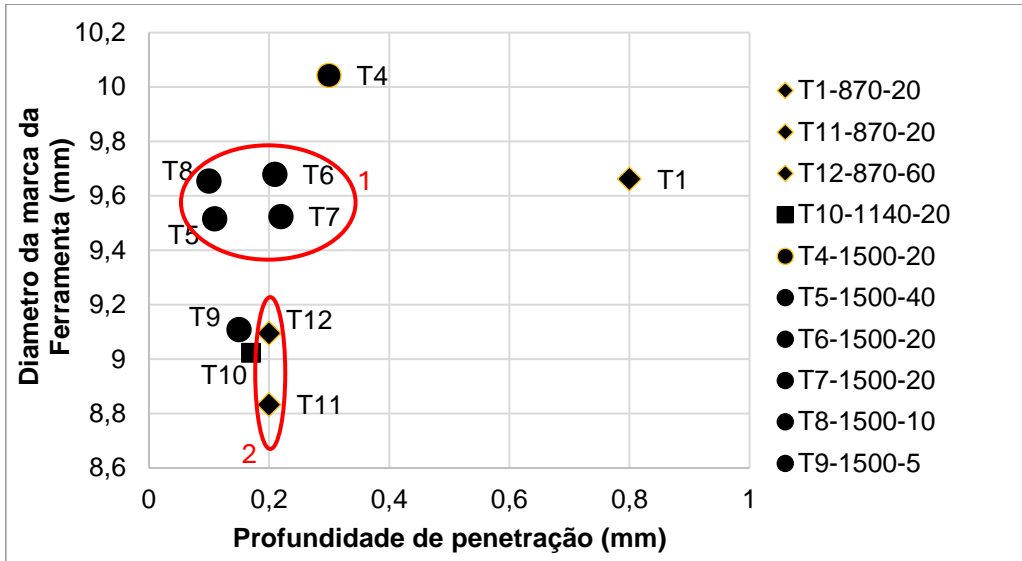


Figura 4.12 - Comparação dos diâmetros das diferentes soldaduras.

## 4.5. SEM/EDS

De forma a analisar a zona de ligação da soldadura, realizou-se uma análise à interface recorrendo ao SEM. A Figura 4.13 apresenta as interfaces das soldaduras T9-1500-5 e T10-1140-20, dado serem as ligações que apresentam as condições interfaciais mais desfavoráveis. De uma forma global, nas imagens da Figura 4.13, visualiza-se que a ligação entre os materiais é efetiva, apresentando-se de forma linear (não ondulada) e uniforme, sem a existência de falhas. Não são igualmente observados, para ambas as ligações, a formação de estruturas de ancoragem mecânica, de qualquer nível (micro, meso e macro). De qualquer das formas, já que, para as ampliações utilizadas nas micrografias apresentadas na Figura 4.13, não se deteta qualquer interação mecânica entre ambos os materiais.

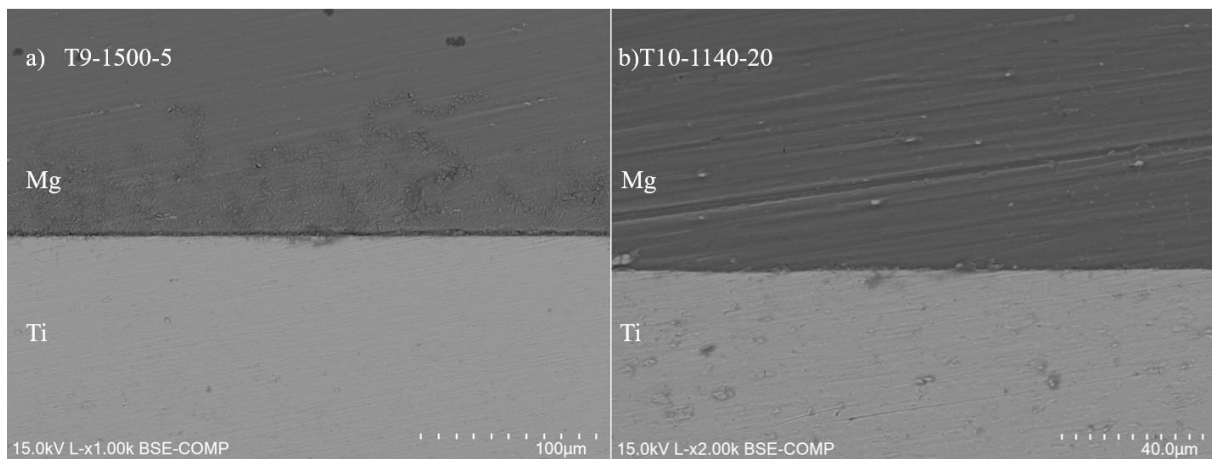


Figura 4.13 - Interfaces obtidas através do SEM: a) T9-1500-5; b) T10-1140-20.

De forma a analisar as variações dos elementos químicos através da SZ, recorreu-se à técnica EDS, tendo-se analisado os ensaios T6-1500-60, T7-1500-20, T9-1500-5 e T10-1140-20. As análises da variação dos elementos para as soldaduras analisadas encontram-se na Figura 4.14. De uma perspetiva geral, verifica-se que a transição entre o Mg e o Ti é progressiva/gradual, dando a entender que pode haver transferência de elementos, em particular Magnésio e Titânio, para ambos os lados da interface. No entanto, deve referir-se que a análise química elementar por EDS apresenta várias limitações, que se tornam maiores sobretudo para as regiões de dimensão muito reduzida (grandes ampliações), como as ilustradas na Figura 4.13.

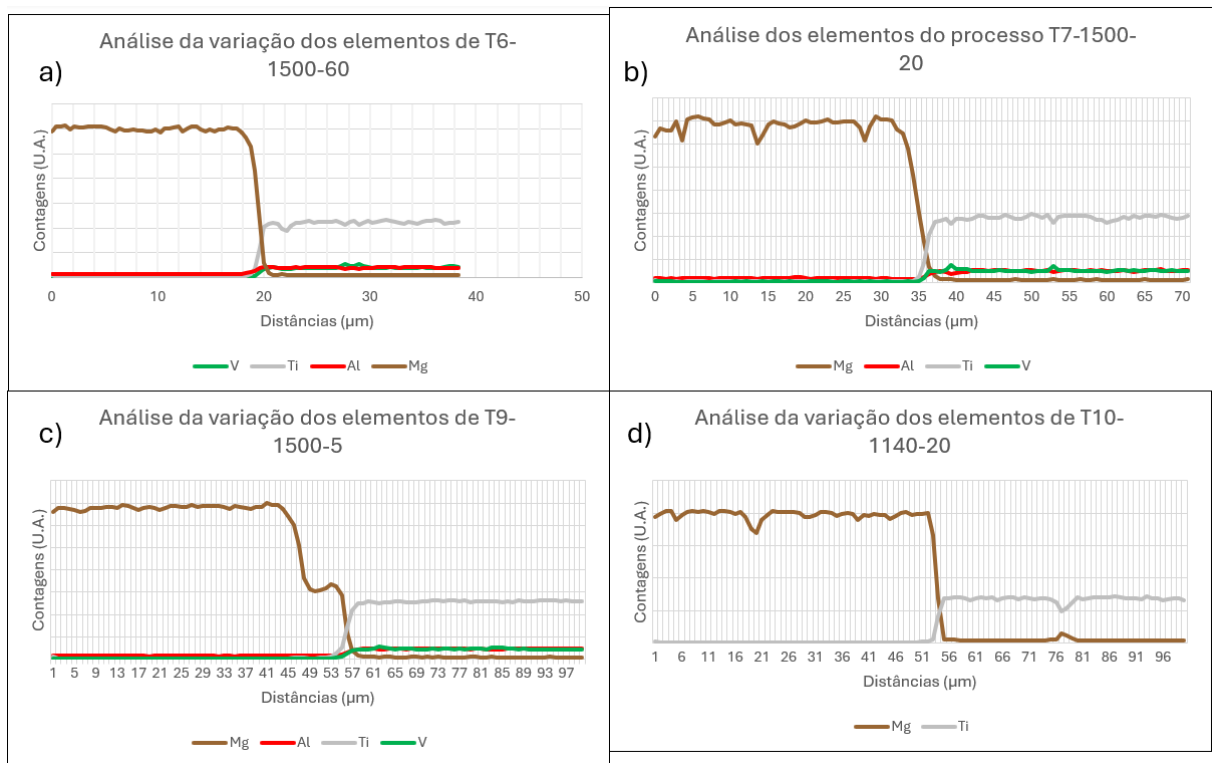


Figura 4.14 - Análise da variação dos elementos na linha da SZ dos ensaios: a) T6-1500-60; b) T7-1500-20; c) T9-1500-5; d) T10-1140-20.

Relativamente às quantidades dos elementos Magnésio, Titânio e Alumínio (elemento de liga), Li *et al.* [32] referem que diferentes velocidades de avanço influenciam a quantidade de Alumínio presente. Adicionalmente, Li *et al.* [32] verificaram que, para velocidade de avanço de 160 mm/min, a quantidade de Alumínio aumento do lado do Magnésio para o Titânio, devido há presença de Alumínio no lado do Titânio. Para a velocidade de 120 mm/min, os autores verificaram a existência de uma zona na interface, com 1,8 µm, na qual o valor de Alumínio é superior às restantes zonas. Por fim, verificaram que para 40 mm/min, a zona de concentração de Alumínio é maior, alcançando 2,7 µm, permitindo concluir que as velocidades de avanço influenciam a quantidade de Al existente, com especial foco na interface.

## 4.6. Ensaio de dureza

Nesta secção, analisa-se a variação da dureza em função da distância ao centro da soldadura e compara-se a dureza na SZ com os diversos parâmetros testados.

### 4.6.1. Variação da dureza em função da distância ao centro da soldadura

Pretende-se analisar a variação da dureza em função da distância ao centro da soldadura, de forma a comparar as diferenças entre as várias condições estudadas. Para esse fim, elaborou-se os gráficos presentes na Figura 4.15 e Figura 4.16, na qual representam a variação da dureza do Magnésio e do Titânio, respetivamente, ao longo da secção transversal. Adicionalmente, os gráficos apresentam os valores médios de dureza de cada material. A Figura 4.15 mostra a variação da dureza do Mg ao longo da secção transversal das soldaduras. Verifica-se, através do gráfico, que, globalmente, há um aumento da dureza próximo do centro da soldadura. É ainda possível observar que o ensaio T6-1500-60 apresenta a maior variação nos valores de dureza, com um aumento significativo na zona de soldadura. Este aspeto pode dever-se à mistura das partículas de Mg e Ti durante a longa duração do processo (60 segundos). Estas observações são corroboradas por Li *et al.* [32], que verificaram que a dureza do Mg aumenta na interface. Os autores referem que esta variação tem como base a presença de micropartículas de Ti na interface.

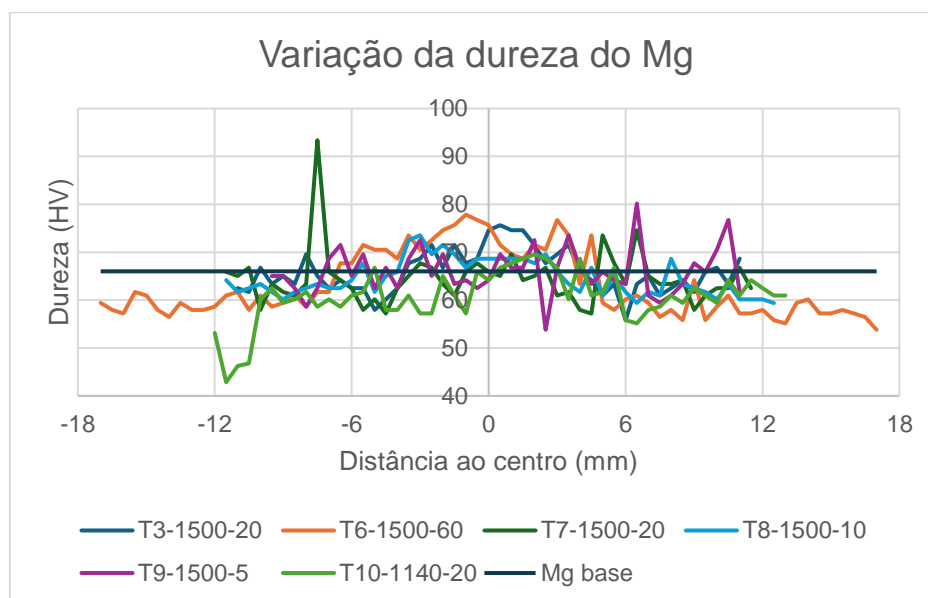


Figura 4.15 - Variação da dureza do Mg em função da distância ao centro da soldadura.

Por outro lado, na Figura 4.16, verifica-se que o Ti sofreu uma ligeira redução da dureza durante todo o ensaio. Em concordância com o observado, Zhou *et al.* [22] verificaram a redução da dureza do Ti na SZ, além de terem verificado que, quando maior a velocidade de rotação, mais baixo é o valor da dureza em comparação com as restantes velocidades. Os autores referem que é sabido que o material deformado torna-se macio durante a recuperação ou recristalização. Para velocidades baixas, a SZ é submetido à recristalização dinâmica (*Dynamic Recrystallization - DRX*) induzida pelo calor da fricção e deformação plástica da ferramenta, conduzindo à redução da dureza. No entanto, para velocidades superiores, a SZ é caracterizada por uma microestrutura em camadas, o que permite concluir que a baixa dureza na SZ se deve à deslocação com densidade reduzida e microestrutura grosseira. No presente estudo, uma vez que a ferramenta não esteve em contacto com o Ti, o material sofreu alterações térmicas, dado encontrar-se na HAZ. Com o aumento de temperatura, o material amaciou, o que levou à redução da dureza. Contrariamente ao descrito anteriormente, Li *et al.* [32] verificaram que, tal como o Magnésio, há aumento da dureza do Titânio na interface, sendo explicado que este aumento deve-se ao endurecimento induzido pela força gerada pela ferramenta durante o processo.

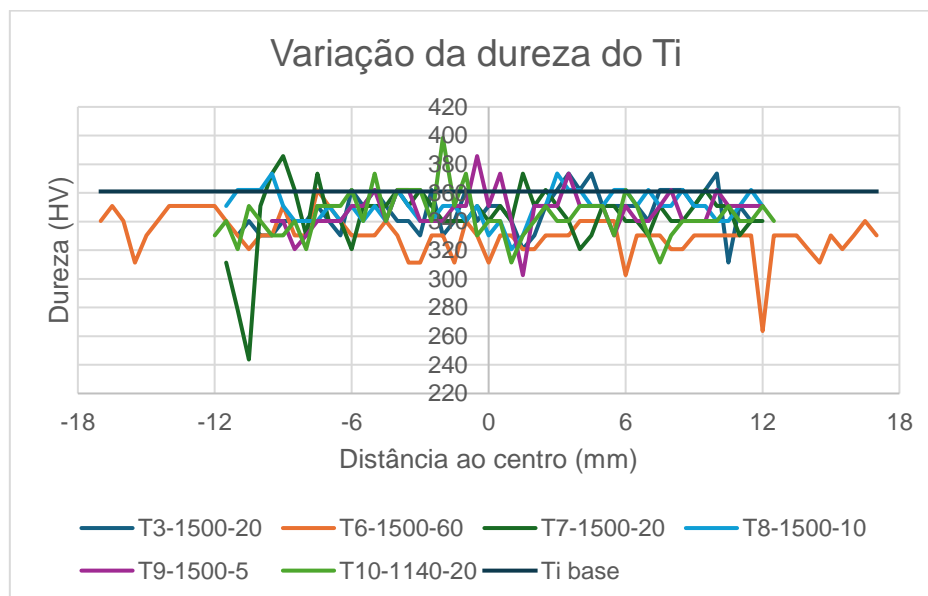


Figura 4.16 - Variação da dureza do Ti em função da distância ao centro da soldadura.

#### 4.6.2. Comparação da dureza na SZ entre as diversas soldaduras

Pretende-se analisar a variação da dureza na zona de ligação, considerando apenas a largura na qual existiu variação significativa da dureza do Mg, próximo do centro de soldadura. Os valores das distâncias consideradas encontram-se na Tabela 4.2, correspondentes à largura

da zona ligada. Na Figura 4.17, compara-se a variação da dureza do Mg entre as várias soldaduras produzidas. Salienta-se, no gráfico da Figura 4.17, a existência de um ponto de interesse, zona 1, na qual verifica-se que a dureza das soldaduras T6-1500-60 e T3-1500-20 encontram-se acima dos restantes ensaios. Este facto deve-se à possível presença de partículas de Ti que potencia o aumento da dureza, sendo que, respetivamente, a duração e a profundidade de penetração superiores potenciaram a presença das referidas partículas. A corroborar com a explicação anterior, Singh *et al.* [62] referem o aumento da dureza do Mg na SZ, sendo apontado pelos autores que o tamanho de grão na SZ é de granulometria fina em comparação com o BM. Os autores explicam que, segundo a equação de Hall-Petch, a dureza aumenta com a redução do tamanho de grão. Os autores, adicionalmente, mencionam o mecanismo de endurecimento de Orowan, na qual a presença de partículas intermetálicas fazem aumentar a dureza.

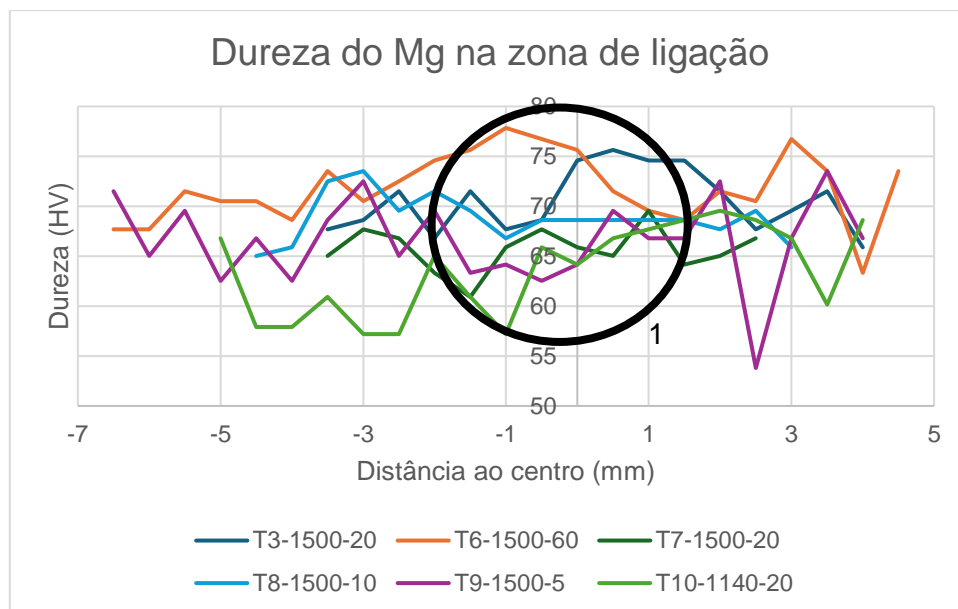


Figura 4.17 - Variação da dureza do Mg na zona de ligação.

De forma semelhante ao Mg, apresenta-se a variação da dureza do Ti na zona de ligação, no gráfico da Figura 4.18. De uma vista global, verifica-se que a soldadura T6-1500-60 apresenta a dureza mais baixa enquanto as soldaduras T9-1500-5 e T10-1140-20 apresentam as durezas mais altas. No caso da soldadura T6-1500-60, a razão pela qual apresenta uma baixa dureza deve-se ao recozimento, derivado da temperatura atingida e da duração do processo. De forma semelhante, Nakai *et al.* [20] verificaram que a amostra com recozimento apresentou uma dureza inferior à soldadura sem recozimento e ao material base. Os autores explicam que a anisotropia através da textura cristalina, o amaciamento do material durante a contração térmica e o crescimento de grão durante o recozimento traduzem-se na redução da dureza. Já no caso das durezas mais altas, acontece o oposto para a soldadura T9-1500-5, na qual a

soldadura ocorre num curto espaço de tempo que não permite a variação de dureza. No caso do ensaio T10-1140-20, deve-se à baixa velocidade de rotação e à reduzida duração do ensaio que não gera temperaturas elevadas que façam variar a dureza.

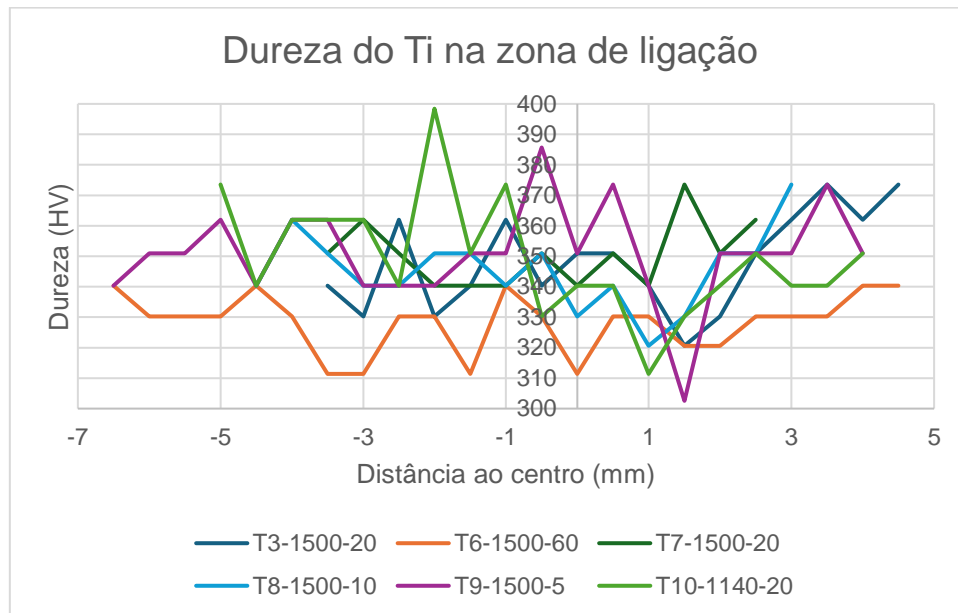


Figura 4.18 - Variação da dureza do Mg na zona de ligação.

A Figura 4.19 e a Figura 4.20 pretendem consolidar as durezas médias obtidas dos gráficos da Figura 4.17 e da Figura 4.18, respetivamente. A partir da Figura 4.19, destaca-se a soldadura T6-1500-60 por apresentar a dureza média do Mg mais elevada e a dureza média do Ti mais baixa, Figura 4.20, o que vai ao encontro do que foi referido anteriormente. Assim como as soldaduras T9-1500-5 e T7-1500-20 que apresentam o oposto da soldadura, T6-1500-60, ou seja baixa dureza do Mg e alta dureza do Ti.

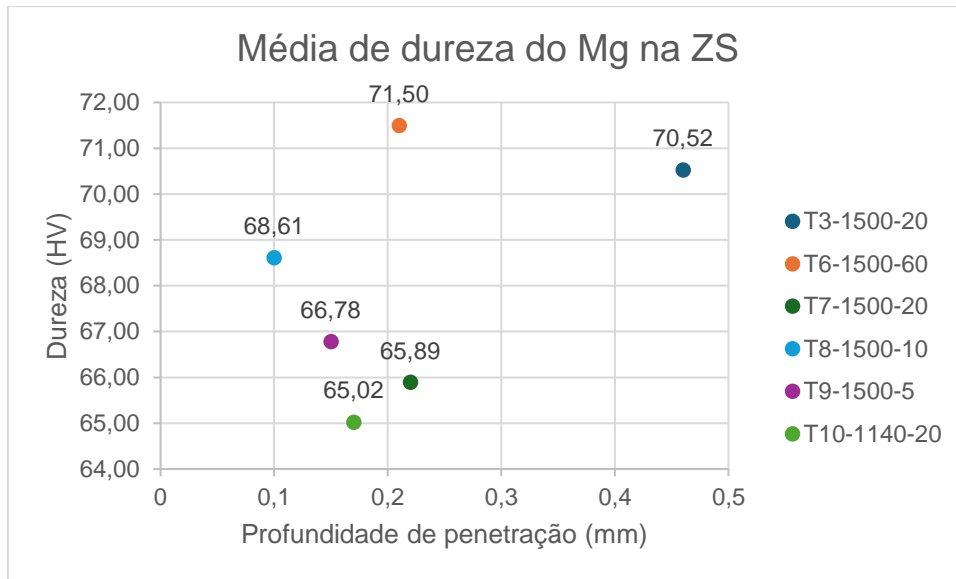


Figura 4.19 - Representação gráfica da dureza média do Mg na SZ em função da penetração.

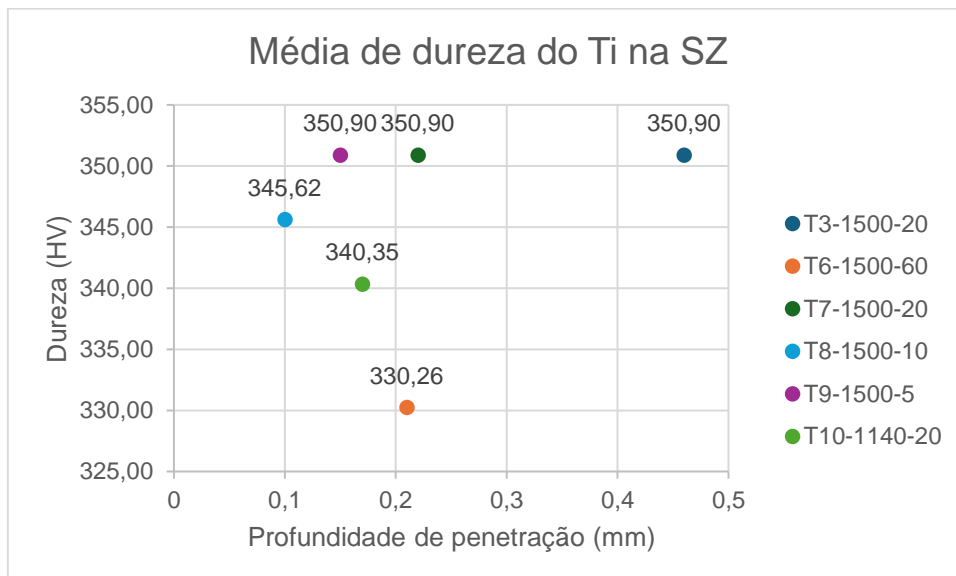


Figura 4.20 - Representação gráfica da dureza média do Ti na SZ em função da penetração.

## 4.7. Ensaio de tração-corte

Os resultados dos ensaios de tração-corte encontram-se representados graficamente na Figura 4.21. As soldaduras utilizadas foram escolhidas de forma a auxiliar na avaliação da velocidade de rotação, i.e. 1140 vs 1500 rpm, e no tempo de soldadura, i.e. 5 vs 20 vs 60 s. De uma forma geral, identifica-se um padrão em relação às curvas presentes na Figura 4.21, na qual existe um aumento da força até ao ponto de rotura, momento a partir do qual deixa de haver força aplicada. Para certas condições, nota-se alguma falta de repetibilidade entre os diferentes provetes, ainda assim, existem sempre, pelo menos, dois provetes com comportamentos parecidos, o que é relevante para o estudo.

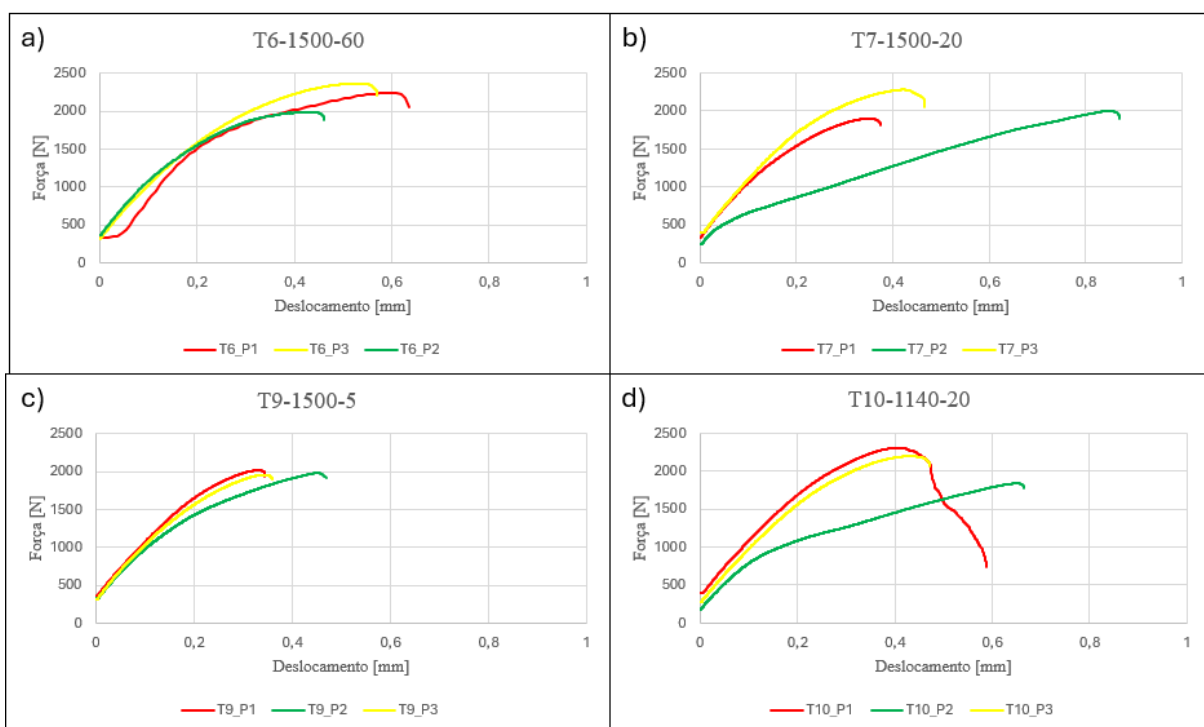


Figura 4.21 – Curvas força-alongamento das soldaduras: a) T6-1500-60; b) T7-1500-20; c) T9-1500-5 e d) T10-1140-20.

Na Figura 4.22, encontra-se representado o tipo de falha ocorrido em todos os ensaios de tração-corte, não existindo diferenças visíveis entre os ensaios.

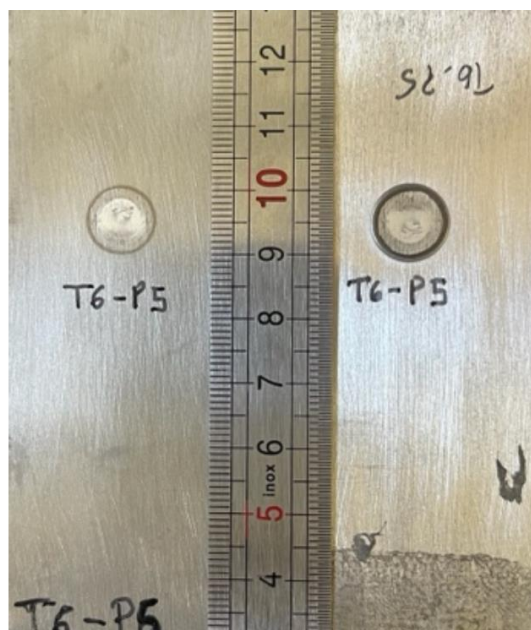


Figura 4.22 - Representação da falha interfacial dos provetes.

Com base nos gráficos da Figura 4.21, construiu-se a Tabela 4.4, onde se apresentam os valores de força máxima registados para cada provete e os valores de força máxima média referentes a cada condição de soldadura. Apresenta-se ainda o tipo de rotura associado a cada provete testado. Com a visualização da Tabela 4.4, verifica-se que existe um aumento da força máxima média com a duração do ensaio, considerando a mesma velocidade de rotação da ferramenta e a mesma penetração. Cox *et al.* [61] verificaram que, aumentando o tempo de soldadura, aumenta a carga suportada. Os autores explicam que este aumento do tempo de soldadura possa auxiliar no desenvolvimento de uma união com maior espessura, resultando numa melhor soldadura para suportar cargas. Os autores explicam ainda que este tempo de soldadura influencia diretamente o calor gerado, sendo que este parâmetro, em baixa quantidade, pode levar a falha na união e, quando se encontra em excesso, pode conduzir a defeitos da união. Para as soldaduras com a mesma duração, i.e. 20 s, a força média aumentou para uma menor rotação, i.e. de 1500 rpm para 1140 rpm. Li *et al.* [27] visualizaram que a força aumenta com a velocidade de rotação até certo valor e depois reduz. Os autores referem que, com o aumento da velocidade de rotação, o diâmetro da zona amaciada e da zona soldada aumenta, devido ao calor produzido. Contudo, para valores superiores de velocidade de rotação, ocorre o amaciamento em excesso do material, tendo como resultado uma união com grãos grosseiros, o que reduz a força suportada. Por outro lado, verifica-se que a soldadura T6-1500-60 apresenta maior força suportada do que a soldadura T10-1140-20. Este facto pode dever-se a diversos fatores como a profundidade de penetração ser superior e auxiliar numa melhor adesão aos materiais. Como também pode dever-se a que o tempo de soldadura de T10-1140-20 tenha sido insuficiente e, como tal, os

40 segundos extra possam ter fornecido tempo à união de a tornar mais espessa e, conseqüentemente, suportar maior carga.

*Tabela 4.4 - Forças máximas e médias dos ensaios de tração-corte.*

Soldaduras	Profundidade de Penetração [mm]	Força máxima [N]	Força máxima média [N]	Tipo de falha
T10-1140-20	0,17	2302	2113 ± 276	Interfacial
		1837		Interfacial
		2199		Interfacial
T9-1500-5	0,15	2023	1988 ± 35	Interfacial
		1981		Interfacial
		1958		Interfacial
T7-1500-20	0,22	1901	2061 ± 221	Interfacial
		2001		Interfacial
		2282		Interfacial
T6-1500-60	0,21	2244	2200 ± 209	Interfacial
		1991		Interfacial
		2366		Interfacial

Associado à força máxima média, para as soldaduras produzidas a 1500 rpm, é possível encontrar uma relação com o diâmetro de soldadura medido. A Tabela 4.5 apresenta os dados das soldaduras analisadas, na qual verifica-se um aumento da força média assim como do diâmetro de soldadura com o aumento da duração da soldadura.

*Tabela 4.5 - Comparação da força máxima média com o diâmetro de soldadura.*

Soldadura	Força máxima média [N]	Diâmetro de soldadura [mm]
T9-1500-5	1988	9,12
T7-1500-20	2061	9,52
T6-1500-60	2200	9,68

## 5. Conclusões

Através deste trabalho, foi possível produzir e caracterizar, morfológica, microestrutural e mecanicamente soldaduras heterogêneas de Titânio e Magnésio por FSSW. Destacam-se, assim, as principais conclusões deste estudo:

- O processo de FSSW permitiu unir com sucesso ligas de Mg e Ti (8 condições bem sucedidas em 12 condições testadas), usando o Mg como chapa superior, com o objetivo de minimizar o desgaste da ferramenta de soldadura, dada a diferença de durezas entre os materiais.
- Todas as ligações apresentaram semelhanças na morfologia da superfície de soldadura, apesar das diversas condições testadas. O parâmetro que mais influenciou o aspecto global das ligações foi a profundidade de penetração da ferramenta, dado condicionar fortemente o afundamento, o afastamento das chapas e a formação de rebarba.
- Juntamente com a profundidade de penetração, o tempo de soldadura revelou ter um papel determinante na dimensão do ponto de soldadura (diâmetro da superfície de soldadura), aspecto esse determinante na implementação industrial destas ligações.
- Todos os parâmetros testados têm grande impacto nas temperaturas alcançadas e na forma como a temperatura evolui ao longo do processo. A velocidade de rotação apresenta o maior impacto nas condições, sendo o principal responsável pela união, ou não, dos materiais. Para velocidades de rotação de 870 rpm, não houve união dos materiais e a temperatura máxima alcançada foi de 113,8 °C, sendo uma das razões pela qual não existiu ligação. Para as demais velocidades de rotação testadas, as temperaturas máximas excederam todas as 200 °C e a soldadura foi bem sucedida.
- Relativamente à macro e microestrutura das ligações, a união dos materiais não se processa através do estabelecimento de mecanismos de macro, meso e microancoragem. A inexistência de mecanismos de ancoragem entre os materiais deve-se às fortes diferenças de dureza das duas ligas soldadas e à geometria da ferramenta testada (plana, sem pino). A largura da zona de ligação das soldaduras depende das condições de soldadura testadas. Em concreto, a duração do ensaio aumenta o rácio da zona ligada, sendo o ensaio com 60 segundos o que apresentou maior rácio.
- A dureza da chapa superior, de Magnésio, teve tendência a aumentar na zona central da soldadura, o que resulta do refinamento da microestrutura do material nesta zona, da deformação imposta pela pressão exercida pela ferramenta ou da presença de

partículas de Ti. Por outro lado, existiu uma redução generalizada da dureza da chapa inferior, de Titânio (sobretudo para maiores rotações e tempos de soldadura). Este material, não estando em contacto com a ferramenta, foi afetado pelo calor gerado durante o processo de soldadura e, por consequência, por um tratamento térmico de recozimento, proporcionando a redução da sua dureza. A interpretação dos valores de dureza seria, seguramente, consolidada pela contrastação química das amostras soldadas, por forma a poder-se visualizar/caracterizar a microestrutura dos materiais.

- As ligações bem sucedidas apresentaram resultados de resistência muito promissores. Verifica-se que as ligações produzidas com maior velocidade de rotação e tempo de soldadura apresentam maior resistência mecânica, o que resulta da maior largura de ligação na interface, promovidas pelo maior ciclo térmico a que estas ligações estão sujeitas.

## 6. Propostas de trabalho futuro

O tema abordado no presente trabalho apresenta bastante potencial por explorar. Concretamente, considera-se relevante, em trabalhos futuros, abordar os seguintes aspetos:

- Caracterizar, do ponto de vista microestrutural, os materiais da região soldada, por forma a relacionar a sua microestrutura com os fenómenos termomecânicos e metalúrgicos que ocorrem durante o processo.
- Caracterizar, recorrendo a microscopia eletrónica de transmissão a região da interface de soldadura, para conhecer os mecanismos de ligação entre os materiais.
- Testar a utilização de um material intermédio, com afinidade química com ambos os materiais estudados, e analisar a sua influência nas condições de soldadura e no desempenho mecânico das ligações.
- Testar alterações na textura da superfície de um dos materiais, por forma a potenciar o estabelecimento de ancoragem mecânica entre eles e, possivelmente, potenciar a resistência mecânica das ligações produzidas.

## Referências Bibliográficas

- [1] Y. Bozkurt, S. Salman, and G. Çam, “Effect of welding parameters on lap shear tensile properties of dissimilar friction stir spot welded AA5754-h22/2024-t3 joints,” *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 18, no. 4, pp. 337–345, May 2013, doi: 10.1179/1362171813Y.0000000111.
- [2] S. R. Sekhar, V. Chittaranjandas, D. Govardhan, and R. Karthikeyan, “Effect of tool rotational speed on friction stir spot welded AA5052-H38 aluminum alloy,” in *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, 2018, pp. 5536–5543. doi: 10.1016/j.matpr.2017.12.144.
- [3] J. Shen, D. Min, and D. Wang, “Effects of heating process on the microstructures and tensile properties of friction stir spot welded AZ31 magnesium alloy plates,” *Mater Des*, vol. 32, no. 10, pp. 5033–5037, Dec. 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2011.05.046.
- [4] W. Yuan, R. S. Mishra, B. Carlson, R. Verma, and R. K. Mishra, “Material flow and microstructural evolution during friction stir spot welding of AZ31 magnesium alloy,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 543, pp. 200–209, May 2012, doi: 10.1016/j.msea.2012.02.075.
- [5] F. Pan *et al.*, “Effects of rotation rate on microstructure and mechanical properties of friction stir-welded Mg-5Al-1Sn magnesium alloy,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 91, no. 1–4, pp. 389–397, Jul. 2017, doi: 10.1007/s00170-016-9752-4.
- [6] E. Khalid, V. C. Shunmugasamy, and B. Mansoor, “Microstructure and tensile behavior of a Bobbin friction stir welded magnesium alloy,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 840, Apr. 2022, doi: 10.1016/j.msea.2022.142861.
- [7] S. H. Chowdhury, D. L. Chen, S. D. Bhole, X. Cao, and P. Wanjara, “Friction stir welded AZ31 magnesium alloy: Microstructure, texture, and tensile properties,” *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 44, no. 1, pp. 323–336, Jan. 2013, doi: 10.1007/s11661-012-1382-3.
- [8] U. K. Singh and A. K. Dubey, “Study of Weld Characteristics in Friction Stir Welding of Dissimilar Mg-Al-Zn Magnesium Alloys under Varying Welding Conditions,” *J Mater Eng Perform*, vol. 30, no. 10, pp. 7690–7703, Oct. 2021, doi: 10.1007/s11665-021-05893-z.
- [9] A. M. Desai, B. C. Khatri, V. Patel, and H. Rana, “Friction stir welding of AZ31 magnesium alloy: A review,” in *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, 2020, pp. 6576–6584. doi: 10.1016/j.matpr.2021.03.082.
- [10] F. Weng, Y. Liu, Y. Chew, B. Y. Lee, F. L. Ng, and G. Bi, “Double-side friction stir welding of thick magnesium alloy: microstructure and mechanical properties,” *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 25, no. 5, pp. 359–368, Jul. 2020, doi: 10.1080/13621718.2019.1706810.
- [11] F. R. Chiuzuli *et al.*, “Effect of the gap width in AZ31 magnesium alloy joints obtained by friction stir welding,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 15, pp. 5297–5306, Nov. 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.10.115.
- [12] X. Xie *et al.*, “Effects of dwell time on the microstructures and mechanical properties of water bath friction stir spot-welded AZ31 magnesium alloy joints,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 82, no. 1–4, pp. 75–83, Jan. 2016, doi: 10.1007/s00170-015-7361-2.
- [13] K. Nakata, “Friction stir welding of magnesium alloys,” *Welding International*, vol. 23, no. 5, pp. 328–332, 2009, doi: 10.1080/09507110802542668.
- [14] K. Singh, G. Singh, and H. Singh, “Microstructure and mechanical behaviour of friction-stir-welded magnesium alloys: As-Welded and post weld heat treated,” *Mater Today Commun*, vol. 20, Sep. 2019, doi: 10.1016/j.mtcomm.2019.100600.
- [15] G. Wang *et al.*, “Improved properties of friction stir-welded AZ31 magnesium alloy by post-weld heat treatment,” *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, vol. 33, no. 7, pp. 854–863, May 2017, doi: 10.1080/02670836.2016.1243356.
- [16] S. Dharani Kumar and S. Suresh Kumar, “Effect of Shot Peening on the Ballistic Performance of Friction Stir Welded Magnesium Alloy (AZ31B) Joints,” *J Mater Eng Perform*, Dec. 2022, doi: 10.1007/s11665-022-06992-1.
- [17] R. Palanivel, I. Dinaharan, and R. F. Laubscher, “A comparative study on microstructure and mechanical properties between friction and laser beam welded titanium tubes,” *Optik (Stuttg)*, vol. 177, pp. 102–111, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.ijleo.2018.09.022.
- [18] S. Mironov, Y. S. Sato, and H. Kokawa, “Friction-stir welding and processing of Ti-6Al-4V titanium alloy: A review,” *J Mater Sci Technol*, vol. 34, no. 1, pp. 58–72, Jan. 2018, doi: 10.1016/j.jmst.2017.10.018.
- [19] P. M. Mashinini, I. Dinaharan, J. David Raja Selvam, and D. G. Hattingh, “Microstructure evolution and mechanical characterization of friction stir welded titanium alloy Ti-6Al-4V using lanthanated tungsten tool,” *Mater Charact*, vol. 139, pp. 328–336, May 2018, doi: 10.1016/j.matchar.2018.03.020.

- [20] M. Nakai, M. Niinomi, K. Komine, H. Liu, Y. Morisada, and H. Fujii, "High-cycle fatigue properties of an easily hot-workable ( $\alpha+\beta$ )-type titanium alloy butt joint prepared by friction stir welding below  $\beta$  transus temperature," *Materials Science and Engineering A*, vol. 742, pp. 553–563, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2018.10.103.
- [21] N. Raut, V. Yakkundi, V. Sunnapwar, T. Medhi, and V. K. S. Jain, "A specific analytical study of friction stir welded Ti-6Al-4V grade 5 alloy: Stir zone microstructure and mechanical properties," *J Manuf Process*, vol. 76, pp. 611–623, Apr. 2022, doi: 10.1016/j.jmapro.2022.02.036.
- [22] L. Zhou, H. J. Liu, and Q. W. Liu, "Effect of rotation speed on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V friction stir welded joints," *Mater Des*, vol. 31, no. 5, pp. 2631–2636, May 2010, doi: 10.1016/j.matdes.2009.12.014.
- [23] H. J. Liu, L. Zhou, and Q. W. Liu, "Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir welded joints of Ti-6Al-4V titanium alloy," *Mater Des*, vol. 31, no. 3, pp. 1650–1655, Mar. 2010, doi: 10.1016/j.matdes.2009.08.025.
- [24] K. Gangwar, M. Ramulu, A. Cantrell, and D. G. Sanders, "Microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar titanium alloys: TIMET-54M and ATI-425," *Metals (Basel)*, vol. 6, no. 10, Nov. 2016, doi: 10.3390/met6100252.
- [25] B. Li, Y. Shen, W. Hu, and L. Luo, "Surface modification of Ti-6Al-4V alloy via friction-stir processing: Microstructure evolution and dry sliding wear performance," *Surf Coat Technol*, vol. 239, pp. 160–170, Jan. 2014, doi: 10.1016/j.surfcoat.2013.11.035.
- [26] S. Nimer, J. Wolk, and M. Zupan, "Local property characterization of friction stir welded Ti-5111: Transverse orientation measurements," *Acta Mater*, vol. 61, no. 8, pp. 3050–3059, May 2013, doi: 10.1016/j.actamat.2013.01.065.
- [27] J. Li, F. Cao, W. Hou, and Y. Shen, "Self-consumption friction plug spot welding of Ti-6Al-4V plates," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 6, pp. 14283–14293, Nov. 2020, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.10.029.
- [28] A. Lauro, "Friction stir welding of titanium alloys," *Welding International*, vol. 26, no. 1, pp. 8–21, Jan. 2012, doi: 10.1080/09507116.2011.581351.
- [29] P. D. Edwards and M. Ramulu, "Investigation of microstructure, surface and subsurface characteristics in titanium alloy friction stir welds of varied thicknesses," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 14, no. 5, pp. 476–483, Jul. 2009, doi: 10.1179/136217109X425838.
- [30] P. M. Mashinini, I. Dinaharan, D. G. Hattingh, and J. D. R. Selvam, "Microstructure evolution and high cycle fatigue failure behavior of friction stir-welded Ti-6Al-4 V at varying welding speeds," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 122, no. 9–10, pp. 4041–4054, Oct. 2022, doi: 10.1007/s00170-022-10161-y.
- [31] Z. Liu, Y. Wang, S. Ji, and D. Yan, "Fatigue Properties of Ti-6Al-4V Titanium Alloy Friction Stir Welding Joint," *J Mater Eng Perform*, vol. 27, no. 8, pp. 4308–4316, Aug. 2018, doi: 10.1007/s11665-018-3490-8.
- [32] Q. Li, Z. Ma, S. Ji, Q. Song, P. Gong, and R. Li, "Effective joining of Mg/Ti dissimilar alloys by friction stir lap welding," *J Mater Process Technol*, vol. 278, Apr. 2020, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2019.116483.
- [33] M. Aonuma and K. Nakata, "Effect of alloying elements on interface microstructure of Mg-Al-Zn magnesium alloys and titanium joint by friction stir welding," *Mater Sci Eng B Solid State Mater Adv Technol*, vol. 161, no. 1–3, pp. 46–49, Apr. 2009, doi: 10.1016/j.mseb.2009.02.020.
- [34] S. Rajakumar, A. Razalrose, and V. Balasubramanian, "Friction stir welding of AZ61A magnesium alloy: A parametric study," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 68, no. 1–4, pp. 277–292, Sep. 2013, doi: 10.1007/s00170-013-4728-0.
- [35] H. feng Zhang *et al.*, "Effect of tool plunge depth on the microstructure and fracture behavior of refill friction stir spot welded AZ91 magnesium alloy joints," *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, vol. 28, no. 4, pp. 699–709, Apr. 2021, doi: 10.1007/s12613-020-2044-x.
- [36] F. A. García-Castillo, L. A. Reyes, C. Garza, O. E. López-Botello, G. M. Hernández-Muñoz, and P. Zambrano-Robledo, "Investigation of Microstructure, Mechanical Properties, and Numerical Modeling of Ti6Al4V Joints Produced by Friction Stir Spot Welding," *J Mater Eng Perform*, vol. 29, no. 6, pp. 4105–4116, Jun. 2020, doi: 10.1007/s11665-020-04900-z.
- [37] M. Aonuma and K. Nakata, "Dissimilar metal joining of ZK60 magnesium alloy and titanium by friction stir welding," in *Materials Science and Engineering B: Solid-State Materials for Advanced Technology*, Apr. 2012, pp. 543–548. doi: 10.1016/j.mseb.2011.12.031.
- [38] M. Aonuma and K. Nakata, "Effect of calcium on intermetallic compound layer at interface of calcium added magnesium-aluminum alloy and titanium joint by friction stir welding," in *Materials Science and Engineering B: Solid-State Materials for Advanced Technology*, 2010, pp. 135–138. doi: 10.1016/j.mseb.2009.12.015.

- [39] J. W. Choi, H. Liu, K. Ushioda, and H. Fujii, "Dissimilar friction stir welding of immiscible titanium and magnesium," *Materialia (Oxf)*, vol. 7, Sep. 2019, doi: 10.1016/j.mtla.2019.100389.
- [40] G. Padmanaban and V. Balasubramanian, "An experimental investigation on friction stir welding of AZ31B magnesium alloy," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 49, no. 1–4, pp. 111–121, Jul. 2010, doi: 10.1007/s00170-009-2368-1.
- [41] S. Bozzi, A. L. Helbert-Etter, T. Baudin, V. Klosek, J. G. Kerbiguet, and B. Criqui, "Influence of FSSW parameters on fracture mechanisms of 5182 aluminium welds," *J Mater Process Technol*, vol. 210, no. 11, 2010, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.03.022.
- [42] M. ABBASI, B. BAGHERI, and F. SHARIFI, "Simulation and experimental study of dynamic recrystallization process during friction stir vibration welding of magnesium alloys," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 31, no. 9, pp. 2626–2650, Sep. 2021, doi: 10.1016/S1003-6326(21)65681-9.
- [43] W. D. P. Brassington and P. A. Colegrove, "Alternative friction stir welding technology for titanium–6Al–4V propellant tanks within the space industry," May 19, 2017, *Taylor and Francis Ltd*. doi: 10.1080/13621718.2016.1236002.
- [44] A. Nasresfahani, A. R. Soltanipur, K. Farmanesh, and A. Ghasemi, "The Effect of Post-weld Heat Treatment on the Corrosion Behavior of Different Weld Zones of Titanium Ti-6Al-4V Alloy by Friction Stir Welding," *J Mater Eng Perform*, vol. 29, no. 10, pp. 6784–6789, Oct. 2020, doi: 10.1007/s11665-020-05115-y.
- [45] M. Yamamoto, A. Gerlich, T. H. North, and K. Shinozaki, "Cracking in the stir zones of Mg-alloy friction stir spot welds," *J Mater Sci*, vol. 42, no. 18, pp. 7657–7666, Sep. 2007, doi: 10.1007/s10853-007-1662-2.
- [46] P. Su, A. Gerlich, M. Yamamoto, and T. H. North, "Formation and retention of local melted films in AZ91 friction stir spot welds," *J Mater Sci*, vol. 42, no. 24, pp. 9954–9965, Dec. 2007, doi: 10.1007/s10853-007-2061-4.
- [47] X. Wang, Y. Morisada, and H. Fujii, "Interface strengthening in dissimilar double-sided friction stir spot welding of AZ31/ZK60 magnesium alloys by adjustable probes," *J Mater Sci Technol*, vol. 85, pp. 158–168, Sep. 2021, doi: 10.1016/j.jmst.2021.01.024.
- [48] W. C. Ke *et al.*, "Thermal process and material flow during dissimilar double-sided friction stir spot welding of AZ31/ZK60 magnesium alloys," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 17, pp. 1942–1954, Mar. 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.01.097.
- [49] S. Mironov, Y. S. Sato, and H. Kokawa, "Influence of welding temperature on material flow during friction stir welding of AZ31 magnesium alloy," *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 50, no. 6, pp. 2798–2806, Jun. 2019, doi: 10.1007/s11661-019-05194-0.
- [50] H. Liu, Y. Chen, Z. Yao, and F. Luo, "Effect of tool offset on the microstructure and properties of AA6061/AZ31B friction stir welding joints," *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 4, Apr. 2020, doi: 10.3390/met10040546.
- [51] J. A. Esparza, W. C. Davis, E. A. Trillo, and L. E. Murr, "Friction-stir welding of magnesium alloy AZ31B."
- [52] P. Edwards and M. Ramulu, "Peak temperatures during friction stir welding of Ti-6Al-4V," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 15, no. 6, pp. 468–472, Aug. 2010, doi: 10.1179/136217110X12665778348425.
- [53] A. L. Pilchak, W. Tang, H. Sahiner, A. P. Reynolds, and J. C. Williams, "Microstructure evolution during friction stir welding of mill-annealed Ti-6Al-4V," in *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, Mar. 2011, pp. 745–762. doi: 10.1007/s11661-010-0439-4.
- [54] M. J. Russell, C. Blignault, N. L. Horrex, and C. S. Wiesner, "Recent developments in the friction stir welding of titanium alloys".
- [55] L. Zhou, G. H. Li, G. D. Zha, F. Y. Shu, H. J. Liu, and J. C. Feng, "Effect of rotation speed on microstructure and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded AZ61 magnesium alloy," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 23, no. 7, pp. 596–605, Oct. 2018, doi: 10.1080/13621718.2018.1432098.
- [56] N. Xu, Q. Song, Y. Jiang, Y. Bao, and H. Fujii, "Large load friction stir welding of Mg–6Al–0.4Mn–2Ca magnesium alloy," *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, vol. 34, no. 9, pp. 1118–1130, Jun. 2018, doi: 10.1080/02670836.2018.1424794.
- [57] B. S. Naik, X. Cao, P. Wanjara, J. Friedman, and D. Chen, "Residual Stresses and Tensile Properties of Friction Stir Welded AZ31B-H24 Magnesium Alloy in Lap Configuration," *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, vol. 46, no. 4, pp. 1626–1637, Aug. 2015, doi: 10.1007/s11663-015-0338-6.
- [58] ASM committee, "Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, V. 2."

- [59] K. Fuse and V. Badheka, "Bobbin tool friction stir welding: a review," May 19, 2019, *Taylor and Francis Ltd.* doi: 10.1080/13621718.2018.1553655.
- [60] F. A. Garcia-Castillo, F. de J. García-Vázquez, F. A. Reyes-Valdés, P. del C. Zambrano-Robledo, G. M. Hernández-Muñoz, and E. R. Rodríguez-Ramos, "Microstructural evolution in Ti-6Al-4V alloy joints using the process of friction stir spot welding," *Welding International*, vol. 32, no. 8, pp. 570–578, Aug. 2018, doi: 10.1080/09507116.2017.1347346.
- [61] C. D. Cox, B. T. Gibson, D. R. Delapp, A. M. Strauss, and G. E. Cook, "A method for double-sided friction stir spot welding," *J Manuf Process*, vol. 16, no. 2, pp. 241–247, Apr. 2014, doi: 10.1016/j.jmapro.2013.10.006.
- [62] K. Singh, G. Singh, and H. Singh, "Investigation of microstructure and mechanical properties of friction stir welded AZ61 magnesium alloy joint," *Journal of Magnesium and Alloys*, vol. 6, no. 3, pp. 292–298, Sep. 2018, doi: 10.1016/j.jma.2018.05.004.