



UNIVERSIDADE D  
COIMBRA

João Pedro Lopes Moreno

**MORFOLOGIA E COMPORTAMENTO MECÂNICO  
DE JUNTAS T DISSIMILARES SOLDADAS POR  
FRICÇÃO LINEAR (FSW)**

**Dissertação de Mestrado no âmbito de Engenharia Mecânica na Especialidade de  
Produção e Projeto orientada pelo Professor Doutor Altino de Jesus Roque  
Loureiro e pelo Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa e apresentada  
ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia  
da Universidade de Coimbra**

Outubro de 2020



1 2



9 0

FACULDADE DE  
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE  
**COIMBRA**

# **Morfologia e comportamento mecânico de juntas T dissimilares soldadas por Fricção linear (SFL)**

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica na Especialidade de Produção e Projeto

## **Morphology and mechanical behavior of dissimilar friction stir welded T joints (FSW)**

**Autor**

**João Pedro Lopes Moreno**

**Orientadores**

**Altino de Jesus Roque Loureiro**

**José Domingos Moreira da Costa**

**Júri**

<b>Presidente</b>	<b>Professor Doutor Fernando Jorge Ventura Antunes</b> <b>Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra</b>
<b>Orientador</b>	<b>Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro</b> <b>Professor Catedrático da Universidade de Coimbra</b> <b>Professor Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão</b> <b>Professor Adjunto do Instituto Superior de Engenharia de Lisboa</b>
<b>Vogais</b>	<b>Professor Doutor Rui Manuel Ferreira Leal</b> <b>Professor Adjunto do Instituto Politécnico de Leiria</b>

**Coimbra, Outubro de 2020**



A experiência nunca falha, apenas as nossas opiniões falham, ao esperar da  
experiência aquilo que ela não é capaz de oferecer.

Leonardo da Vinci.

À minha família, namorada e amigos.



## Agradecimentos

O trabalho que aqui se apresenta só foi factível mediante o apoio e cooperação contínuos transmitidos por bastantes pessoas e, a partir do qual, gostaria de expressar o meu agradecimento.

Ao Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro e ao Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa, agradeço primeiramente a oportunidade que me foi concebida e os seus contributos e informações valiosas fornecidas. Agradeço-lhes o trabalho árduo prestado a meu encargo, a dedicação e orientação presenteada. Queria também exprimir o meu obrigado sincero ao Doutor Neves Manuel, definido como o meu coorientador, pelo seu acompanhamento sempre presente e pelos seus esclarecimentos e sugestões.

Gostaria de agradecer ao Doutor Carlos Leitão e ao Doutor Rui Leal, que, por outra via, contribuíram ativamente para a evolução de toda a pesquisa, nomeadamente no auxílio na utilização devida dos espaços e equipamentos no laboratório e suas ajudas na análise e tratamento de dados. Ao Sr. Fernando também uma palavra de agradecimento pelo seu trabalho e disponibilidade na fabricação das soldaduras e preparações dos corpos de prova para todos os ensaios.

Um obrigado também aos meus colegas do Departamento, que no decorrer do curso, proporcionaram momentos de lazer, de amizade e fraternidade, muito felizes, e que me tornaram numa pessoa melhor a cada dia.

O meu maior obrigado às pessoas mais próximas e aos pilares da minha vida, nomeadamente a minha família e namorada, que sempre me apoiaram e incentivaram mesmo nos dias mais difíceis ao longo destes anos.

Por fim, o meu apreço e consideração a todos que direta ou indiretamente trabalharam comigo e colaboraram para o meu percurso académico, desde professores e funcionários não docentes.

A todos, muito obrigado.





## Resumo

A soldadura por fricção linear (SFL), ou do inglês, *friction stir welding* (FSW) surge como um método de soldadura inovador e amplamente requisitada em muitas áreas da indústria, como a indústria aeroespacial, naval e automotiva. O processo emerge como uma tecnologia substituta e vantajosa em relação aos processos de soldadura por fusão, especialmente na união de materiais considerados não soldáveis e materiais dissimilares.

O objetivo deste trabalho é investigar quais as condições de fabricação que viabilizem a produção de soldaduras com boa qualidade, utilizando ligas de alumínio de diferentes características. Nesse sentido, foram utilizadas as ligas de alumínio AA2017-T4, AA5083-H111 e AA6082-T6 sob a forma de chapas de 3 mm de espessura. Parâmetros do processo, como a velocidade de soldadura, posição dos materiais base na junta e o uso de diferentes geometrias de ferramenta foram alvos de estudo.

No estudo da soldabilidade de juntas em T dissimilares e tridissimilares usando o SFL, pretende-se analisar o efeito das alterações dos parâmetros citados na morfologia e no comportamento mecânico das soldaduras produzidas.

Os fluxos do material e a microestrutura das juntas soldadas foram examinados por microscopia ótica, procurando relacionar as características observadas com as condições intrínsecas de processamento. A fim de obter uma visão quantitativa e qualitativa das modificações estruturais e do comportamento mecânico das juntas, foram executados os testes de microdureza e ensaios de tração e de fadiga.

Foram obtidas soldaduras sem defeitos e com boa qualidade tanto na ligação de materiais tridissimilares como dissimilares, contudo era essencial a sua concepção utilizando ferramentas progressivas. Nas soldaduras realizadas com ferramentas simples, constatou-se que maiores rácios entre velocidade de rotação e de avanço ( $w/v$ ) favoreciam o aparecimento de defeitos macroscópicos de maior dimensão, como defeitos de túnel e defeitos de ligação. A velocidade de soldadura e a geometria da ferramenta influenciaram significativamente o estado de mistura e a estrutura das soldaduras.

A velocidade de soldadura e as características das ligas também desempenharam um papel importante nas propriedades mecânicas, na resistência à fadiga e nas zonas de fractura das soldaduras. No que respeita à vida em fadiga das soldaduras, foi atribuída

especial relevância à presença de defeitos na junta, que governam o seu comportamento e local de fractura.

**Palavras-chave:** Soldadura por fricção linear, Juntas T, Juntas dissimilares, Ligas de alumínio, Geometria das ferramentas, Propriedades mecânicas.

## Abstract

Friction stir welding (FSW) arises as a modern and widely required welding method in many areas of the industry, such as aerospace, naval and automotive industries. The process emerges as an alternative and advantageous technology in relation to fusion welding processes, especially in the bond of non-weldable and dissimilar materials.

The purpose of this work was to investigate which manufacturing conditions enable the production of high-quality welds, using aluminum alloys with different characteristics. In these sense, AA2017-T4, AA5083-H111 and AA6082-T6 aluminum alloys were used in the shape of 3 mm thick plates. Process parameters, such as welding speed, position of base materials in the joint and the use of different tool geometries were study targets.

To research the dissimilar and tridissimilar T-joint weldability using FSW, we aim to study the changes effect in the parameters mentioned on the morphology and mechanical behavior of the welds produced.

The material flows and the microstructure of the welded joints were examined by optical microscopy, trying to relate the characteristics observed with the inherent processing conditions. To obtain a quantitative and qualitative view of the joint's mechanical behavior and structural modifications, microhardness tests, tensile and fatigue tests were performed.

Flawless and great quality welds were acquired for both tridissimilar and dissimilar materials bonding, however, their design using progressive tools was essential. In welds performed with simple tools, it was found that higher ratios between rotation and welding speed ( $w/v$ ) favored the appearance of larger macroscopic defects, such as tunnel defects and kissing bond. The welding speed and the tool geometry significantly modified the mixing state and the weld structure.

The welding speed and alloy characteristics also played an important role in the mechanical properties, the fatigue strength, and the fracture zones of the welds. Regarding the fatigue life of the welds, special relevance was given to the presence of defects in the joint, which control their behavior and fracture site.

**Keywords** Friction Stir Welding, T joints, Dissimilar joints, Aluminium alloys, Tools geometry, Mechanical properties.

## Índice

Índice de Figuras .....	ix
Índice de Tabelas .....	xiii
Simbologia e Siglas .....	xiv
Simbologia.....	xiv
Siglas .....	xv
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. ESTADO DA ARTE .....	3
2.1. Ligas de alumínio.....	3
2.2. Processo de soldadura por fricção linear (SFL).....	6
2.2.1. Vantagens e desvantagens do processo .....	9
2.2.2. Aplicações práticas do processo .....	10
2.2.1. Configuração de juntas para SFL .....	11
2.3. Parâmetros do processo de soldadura .....	13
2.3.1. Velocidade de rotação da ferramenta .....	14
2.3.2. Velocidade de soldadura.....	15
2.3.3. Força axial e penetração da soldadura .....	16
2.3.4. Ângulo de inclinação da ferramenta.....	17
2.3.5. Geometria e material da ferramenta .....	18
2.4. Microestrutura.....	21
2.5. Defeitos de soldadura.....	23
2.6. Comportamento mecânico de ligas de alumínio.....	23
2.7. Conclusões do Estado da Arte .....	25
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....	27
3.1. Materiais de base e preparação da junta .....	28
3.2. Ferramentas usadas na soldadura.....	31
3.3. Realização das soldaduras .....	32
3.4. Análise Metalográfica.....	36
3.5. Análise de microdureza .....	38
3.6. Comportamento à tração .....	38
3.7. Comportamento à fadiga.....	39
4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS.....	41
4.1. Macroestrutura e fluxo do material.....	41
4.1.1. Séries de soldadura tridissimilares .....	41
4.1.2. Séries de soldadura dissimilares .....	46
4.2. Microestrutura.....	52
4.3. Perfis de Microdureza .....	57
4.3.1. Distribuição de microdureza com base na posição dos materiais base .....	58
4.3.2. Distribuição de microdureza com base na velocidade de soldadura .....	61
4.3.3. Distribuição de microdureza com base no tipo de ferramenta usada .....	63
4.4. Ensaio de tração e deformações locais .....	65

4.5. Ensaio de fadiga .....	69
5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS .....	75
5.1. Conclusões.....	75
5.2. Propostas para trabalhos futuros.....	76
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	77
ANEXO A .....	83
ANEXO B .....	87
APÊNDICE .....	89

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Representação esquemática do processo SFL [10].	8
Figura 2.2. a) Processo SFL usado na ligação de painéis da fuselagem [21]; b) e no fabrico de carruagens ferroviárias [21], [22].	11
Figura 2.3. Componentes da carroçaria automóvel expectáveis de ser soldados por SFL (BMW Serie 5) [23].	11
Figura 2.4. Configurações de junta possíveis para SFL [10]: (a) junta de topo; (b) junta de canto; (c) junta em T-Butt; (d) junta sobreposta; (e) junta sobreposta múltipla; (f) junta em T-Lap; (g) junta em filete.	12
Figura 2.5. Representação esquemática das forças presentes no processo SFL (adaptado de Mendes <i>et al.</i> [35]).	16
Figura 2.6. Exemplos de geometrias de ferramentas com diferentes tipos de: (a) bases, (b) superfícies e contornos da base, (c) perfis do pino (adaptado de Kumar <i>et al.</i> [11]).	19
Figura 2.7. Macrografia reveladora da microestrutura da soldadura tridissimilar referente às ligas AA5083-H111, AA6082-T6 e AA2017-T4, por SFL (adaptado de Alves [18]).	22
Figura 3.1. Fluxograma referente ao planeamento experimental do estudo (autoria própria).	27
Figura 3.2. Configuração projetada para a junta em T (medidas em milímetros) (autoria própria).	30
Figura 3.3. Disposição do sistema de fixação das chapas para a soldadura SFL (autoria própria).	30
Figura 3.4. Perfis das ferramentas usadas nas soldaduras: (a) Pino cónico roscado - CR; (b) Pino piramidal - P; (c) Pino progressivo cónico roscado - PCR; (d) Pino progressivo piramidal – PP (adaptado de Neves [5]).	32
Figura 3.5. Execução da SFL pela fresadora e o aspeto superficial da junta T-Butt soldada (autoria própria).	35
Figura 3.6. Esboço da remoção dos corpos de prova para os diferentes ensaios (autoria própria).	36
Figura 3.7. Sequência de etapas de preparação para o exame macro e micrográfico (autoria própria).	36
Figura 3.8. Esquema dos ensaios de microdureza Vickers aplicado nos provetes (autoria própria).	38
Figura 3.9. Ensaios de tração aplicados nos provetes, com uso do sistema de extensometria óptica.	39

Figura 4.1. Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 2_562PCR-60-F; b) Série 3_562PCR-120-M; c) Série 4_562PCR-230-F. ....	42
Figura 4.2. Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 6_265PCR-60-F; b) Série 7_265PCR-120-M; c) Série 8_265PCR-230-F. ....	42
Figura 4.3. Micrografia da ZN do provete da série 2_562PCR-60-F, exibindo as bandas justapostas da estrutura “ <i>onion-rings</i> ” e o grão refinado e equiaxial característico dessa zona. ....	44
Figura 4.4. Macrografias dos provetes da: a) Série 4_562PCR-230-F, na zona das cavidades presentes na ZN; b) Série 7_265PCR-120-M, na zona dos defeitos de túnel existentes na ZN/ZTMA. ....	45
Figura 4.5. Micrografias dos provetes da: a) Série 3_562PCR-120-M, na região central da ZN com grãos finos equiaxiais; b) Série 7_265PCR-120-M, na zona de transição entre a ZN e ZTMA. ....	46
Figura 4.6. Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 9_65P-60; b) Série 10_65P-120; c) Série 11_56P-60; d) Série 12_56P-120. ....	46
Figura 4.7. Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 13_65CR-60; b) Série 14_65CR-120; c) Série 15_56CR-60; d) Série 16_56CR-120. ....	48
Figura 4.8. Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 17_65PP-60; b) Série 18_65PP-120; c) Série 19_56PP-60; d) Série 20_56PP-120. ....	49
Figura 4.9. Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 21_65PCR-60; b) Série 22_65PCR-120; c) Série 23_56PCR-60; d) Série 24_56PCR-120. ....	51
Figura 4.10. Exemplo das distintas zonas formadas após a soldadura SFL, no provete da série tridissimilar 3_562PCR-120. ....	53
Figura 4.11. Microestrutura das zonas assinaladas na Figura 4.10 para o provete da série tridissimilar 3_562PCR-120: 1) Região central da ZN, com estrutura em “ <i>onion-rings</i> ”; 2) Região inferior da ZN com fluxo de material proveniente do LA; 3) Zona de transição entre ZN e ZTMA no <i>skin</i> do LR; 4) Liga AA6082 (MB) referente ao <i>stringer</i> . ....	53
Figura 4.12. Distintas zonas formadas após a soldadura SFL no provete da série dissimilar 17_65PP-60. ....	54
Figura 4.13. Microestrutura das zonas assinaladas na Figura 4.12 para o provete da série dissimilar 17_65PP-60: 1) Região central da ZN, com estrutura em “ <i>onion-rings</i> ”; 2) Zona de transição entre ZN e ZTMA no <i>skin</i> do LA; 3) Interface desenvolvida entre fluxos de materiais distintos no raio de concordância do LR; 4) Liga AA6082 (MB) referente ao <i>skin</i> do LR. ....	54
Figura 4.14. Perfis de microdureza ao longo do <i>skin</i> referente aos provetes das séries tridissimilares 3_562PCR-120 (M) e 7_265PCR-120 (M). ....	58
Figura 4.15. Perfis de microdureza ao longo do <i>stringer</i> referente aos provetes das séries tridissimilares 3_562PCR-120 (M) e 7_265PCR-120 (M). ....	59
Figura 4.16. Perfis de microdureza ao longo do <i>skin</i> referente aos provetes das séries dissimilares 10_65P-120 e 12_56P-120. ....	60



---

Figura 4.17. Perfis de microdureza ao longo do <i>stringer</i> referente aos provetes das séries dissimilares 10_65P-120 e 12_56P-120. ....	61
Figura 4.18. Perfis de microdureza ao longo do <i>skin</i> referente aos provetes das séries dissimilares 23_56PCR-60 e 24_56PCR-120. ....	62
Figura 4.19. Perfis de microdureza ao longo do <i>stringer</i> referente aos provetes das séries dissimilares 23_56PCR-60 e 24_56PCR-120. ....	63
Figura 4.20. Perfis de microdureza ao longo do <i>skin</i> referente aos provetes das séries dissimilares para as diferentes geometrias da ferramenta. ....	64
Figura 4.21. Perfis de microdureza ao longo do <i>stringer</i> referente aos provetes das séries dissimilares para as diferentes ferramentas utilizadas.....	65
Figura 4.22. Curvas tensão-deformação para os provetes das séries tridissimilares 562 e 265 produzidas na fresadora (F). ....	66
Figura 4.23. Mapeamento das deformações locais, num instante próximo da fractura, para os provetes das séries consideradas: (a) 2_562PCR-60; (b) 4_562PCR-230; (c) 6_265PCR-60; (d) 8_265PCR-230. ....	68
Figura 4.24. Vistas da zona de rotura e da superfície fraturada do provete de tração da série 2-(8)_562PCR-60. ....	69
Figura 4.25. Curvas S-N (tensões nominais) das séries tridissimilares 562 (2_562PCR-60 e 4_562PCR-230) e 265 (6_265PCR-60 e 8_265PCR-230) produzidas na fresadora. ....	70
Figura 4.26. Zonas de fratura dos provetes de fadiga da série 6_265PCR-60. ....	72
Figura 4.27. Zonas de fratura dos provetes de fadiga da série 8_265PCR-230. ....	73



---

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Elementos de liga principais e aplicações para as diversas séries de alumínio [5]. .....	4
Tabela 2.2. Identificação dos tratamentos mecânicos e térmicos das ligas de alumínio [5], [6]. .....	5
Tabela 2.3. Materiais das ferramentas de uso comum em SFL, consoante o material a soldar e as suas particularidades [11], [18]. .....	20
Tabela 3.1. Composição química das ligas referidas (% ponderada) [18]. .....	28
Tabela 3.2. Propriedades mecânicas das ligas [18]. .....	28
Tabela 3.3. Parâmetros usados para as soldaduras tridissimilares realizadas na máquina de soldadura (IST) e na fresadora (DEM). .....	34
Tabela 3.4. Parâmetros usados para as soldaduras dissimilares realizadas na máquina de soldadura (IST). .....	34
Tabela 4.1. Tamanhos de grão médio no MB e no <i>nugget</i> das ligas AA2017, AA6082 e AA5083, baseados em investigações prévias. ....	57
Tabela 4.2. Propriedades mecânicas resultantes dos ensaios de tração no <i>skin</i> das séries tridissimilares analisadas e da liga de base de menor resistência, AA5083-H111. ....	66
Tabela 4.3. Equação das curvas S-N, resistência à fadiga para $4 \times 10^5$ ciclos, redução da resistência à fadiga de cada série face à liga de menor resistência AA5083-H111, o factor de inclinação (m) das curvas S-N e o coeficiente de determinação $R^2$ . ..	71

## SIMBOLOGIA E SIGLAS

### Simbologia

- b – Declive/Inclinação das curvas S-N
- B – Espessura do provete [mm]
- D – Diâmetro da base [mm]
- d – Diâmetro do pino [mm]
- $HV_{0,2}$  – Dureza Vickers do provete [kgf/mm<sup>2</sup>]
- m – Fator de inclinação das curvas S-N
- N – Número de ciclos à rotura
- p – Profundidade de penetração da ferramenta [mm]
- P<sub>m</sub> – Carga média de fadiga [kN]
- P<sub>a</sub> – Amplitude de carga de fadiga [kN]
- P<sub>mín</sub> – Carga mínima de fadiga [kN]
- P<sub>máx</sub> – Carga máxima de fadiga [kN]
- R – Razão de tensões
- UTS – Tensão máxima de rotura [MPa]
- v – Velocidade de soldadura [mm/min]
- w – Velocidade de rotação [rpm]
- W – Largura do provete [mm]
- $\alpha$  – Ângulo de inclinação da ferramenta (°)
- $\Delta P$  – Gama de carga de fadiga [kN]
- $\Delta \sigma$  – Gama de tensões de fadiga [MPa]
- $\sigma_{máx}$  – Tensão máxima [MPa]
- $\sigma_{nom}$  – Tensão nominal
- $\sigma_r$  – Tensão de rotura [MPa]
- $\sigma_{r,base}$  – Tensão de rotura do material base [MPa]
- $\varepsilon_{máx}$  – Deformação máxima

## **Siglas**

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

CR – Cónica Roscada

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

F – Fresadora

FSW – *Friction Stir Welding*

HV – Dureza *Vickers*

LA – Lado de Avanço

LR – Lado de Recuo

M – Máquina de soldadura

MB – Material ou Materiais de Base

MIG – *Metal Inert Gas*

P – Piramidal

PP – Progressiva Piramidal

PCR – Progressiva Cónica Roscada

SEM – *Scanning Electron Microscope*

SFL – Soldadura por Fricção Linear

TIG – *Tungsten Inert Gas*

TWI – *The Welding Institute*

ZN – Zona do *Nugget*

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTMA – Zona Termomecanicamente Afetada



## 1. INTRODUÇÃO

Nos tempos actuais, as ligas de alumínio ganharam particular importância nas mais diversas áreas industriais. Os conhecimentos científicos e os rápidos desenvolvimentos tecnológicos, abriram as portas de vários mercados a estas ligas. Por isso possível a sua célere disseminação em todas as áreas de actuação no quotidiano, desde a criação de um simples rolo de papel de alumínio até à constituição de fuselagens de aeronaves. De facto, as ligas de alumínio possuem uma série de características interessantes para aplicações industriais, como a densidade reduzida, boas propriedades mecânicas, boa resistência à corrosão em muitos ambientes e a sua disponibilidade a custos relativamente baixos.

A soldadura por fricção linear (SFL) surge como um processo alternativo para dar resposta às dificuldades sentidas no processamento de soldadura destas ligas pelos métodos de fusão como MIG ou TIG. O surgimento desta técnica, permitiu a gradual substituição destes métodos tradicionais na soldadura de ligas de alumínio, com vantagens significativas como a eliminação de defeitos como porosidade, distorções e fissuração a quente. A SFL veio assim, procurar garantir a qualidade estrutural da soldadura de ligas de alumínio, possibilitando assim, ocupar um lugar cativo nas aplicações industriais.

As ligas de alumínio das séries 2XXX, 5XXX e 6XXX são classes muito requisitadas em diversos sectores, especialmente nos transportes, pela boa soldabilidade, boas propriedades mecânicas e baixo peso. No presente estudo incluem-se as ligas AA2017-T4, AA5083-H111 e AA6082-T6.

Sendo um processo relativamente recente, a SFL ainda apresenta limitações práticas sob o ponto de vista da falta de conhecimento das especificações e licenciamentos na indústria, bem como definir o conjunto de parâmetros mais adequados para a otimização dos resultados em cada caso. Um dos temas com menor contribuição na investigação e na disponibilidade da literatura, relaciona-se com soldaduras produzidas com configurações de junta em T. Esta geometria pode ser empregue para conferir rigidez e suporte à malha estrutural. Contudo, vários problemas associados à sua integridade como o preenchimento das zonas de canto, a redução de espessura do *skin* ou a definição dos parâmetros apropriados só foram vagamente aprofundados.

A presente dissertação promove uma investigação em torno destes problemas, em particular, na ligação entre as três ligas de alumínio na configuração de junta em T,

variando nesse sentido, os parâmetros de soldadura, posição relativa das ligas na junta e geometria das ferramentas usadas.

O trabalho realizado encontra-se dividido em cinco capítulos. O segundo capítulo constitui uma revisão bibliográfica, baseada nas investigações mais recentes sobre o processo em ligas de alumínio. O terceiro descreve o procedimento experimental seguido na realização do trabalho. No quarto capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos, desde a análise das macro e micrografias até aos ensaios mecânicos executados. Por fim, no quinto capítulo, resumem-se as principais conclusões da pesquisa em causa. Além disso, são apresentadas sugestões para trabalhos futuros.



## 2. ESTADO DA ARTE

### 2.1. Ligas de alumínio

O alumínio consiste num dos metais mais abundantes do planeta, e já a partir dos fins do século XIX começou a despertar especial interesse para aplicações de engenharia e arquitetura [1]. Trata-se de um elemento metálico que tem sido extensivamente empregue em diversas áreas[2], [3], sejam elas de cariz mais avançada ou corrente, em virtude das suas características e propriedades estruturais únicas. Entre as propriedades físicas e mecânicas bem conhecidas, encontram-se a baixa densidade, a notável condutibilidade térmica e elétrica, assim como a elevada resistência mecânica específica e à corrosão atmosférica. De igual modo, é um material portador de elevada ductilidade, o que permite ser trabalhado a frio com relativa simplicidade e assim adquirir várias formas. Outras particularidades como o facto de ser um elemento não tóxico, nem ferromagnético, mas também reciclável e anti-falsificante apresentam-se como vantagens ambientais incontestáveis [1].

A agregação de vários elementos químicos ao alumínio levou à formação de ligas, que de certa forma permitiu potencializar as suas respostas para diferentes aplicações de engenharia. As ligas de alumínio são divididas em duas categorias principais, as ligas para fundição e as ligas para conformação plástica [2]. Estas últimas revelam ter maior protagonismo no tecido industrial, e costumam passar por vários processos, como por exemplo, de laminação, extrusão, forjamento e estiramento [3]. Para esta classe de ligas, e no que diz respeito ao método de endurecimento, é ainda estabelecida uma subdivisão em duas famílias, as ligas tratáveis termicamente, compostas pelas séries 2xxx, 6xxx, 7xxx e 8xxx, e as ligas não tratáveis termicamente, onde fazem parte as séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx. As ligas tratáveis termicamente como o próprio nome indica, são endurecidas por tratamento térmico, respondendo ao processo de dissolução. O tratamento consiste na exposição do material a ciclos térmicos, de aquecimento e arrefecimento, que envolvem os fenómenos de solubilização, têmpera e posterior envelhecimento das ligas, resultando na formação de precipitados coerentes, distribuídos na matriz. Através destas operações controladas, obtêm-se alterações na morfologia, que permitem aumentar a resistência e dureza das ligas endurecidas por precipitação [2], [4]. Em contrapartida, as ligas não tratáveis termicamente são endurecidas mecanicamente por encruamento, no qual a deformação

plástica produzida interage sobre o campo de deslocamentos no material, aumentando-lhe a resistência mecânica. Como efeito, as propriedades mecânicas finais são determinadas pelas condições e intensidade do trabalho a frio [5].

As ligas de alumínio apresentam vários elementos químicos na sua composição, sendo estes mais ou menos representativos conforme a série de liga considerada. Na Tabela 2.1, encontram-se expostos para cada série os principais elementos de liga e respetivas aplicações. As ligas encontram-se classificadas de acordo com a “*Aluminium Association (AA)*” e a “*ASTM*”.

**Tabela 2.1.** Elementos de liga principais e aplicações para as diversas séries de alumínio [5].

Série	Elemento de liga principal	Aplicações
1xxx	Al com mínimo de 99% de pureza	Refletores, permutadores de calor, condutores elétricos, embalagens
2xxx	Al-Cu	Indústria aeronáutica e aeroespacial
3xxx	Al-Mn	Peças arquitetónico e produtos de uso geral
4xxx	Al-Si	Varetas, elétrodos para soldadura
5xxx	Al-Mg	Indústria automóvel e naval
6xxx	Al-Mg-Si	Produtos extrudidos de uso arquitetónico e naval
7xxx	Al-Zn-Mg	Indústria aeronáutica e aeroespacial
8xxx	Al-Li	Aplicações várias

Estão representados na Tabela 2.2 os tratamentos comuns aplicáveis às ligas de alumínio.

**Tabela 2.2.** Identificação dos tratamentos mecânicos e térmicos das ligas de alumínio [5], [6].

Estado Metalúrgico	Código	Tratamento
H	1	Encruamento
	2	Encruamento e recozimento parcial
	3	Encruamento e estabilização
	4	Endurecimento a frio, seguido de recozimento determinado pela cura da camada de tinta
O	-	Recozido e recristalizado
F	-	Como fabricado
T	1	Arrefecimento, seguido de envelhecimento natural
	2	Arrefecimento, seguido de trabalho frio e envelhecimento natural
	3	Solubilização, seguido de trabalho frio e envelhecimento natural
	4	Solubilização, seguido de envelhecimento natural
	5	Arrefecimento, seguido de envelhecimento artificial
	6	Solubilização, seguido de envelhecimento artificial
	7	Solubilização, seguido de sobre-envelhecimento ou estabilização
	8	Solubilização, seguido de trabalho a frio e envelhecimento artificial
	9	Solubilização, seguido de envelhecimento artificial e trabalho a frio
	10	Arrefecimento, seguido de trabalho a frio e envelhecimento artificial

Nota: todos os tratamentos com solubilização têm a seguir têmpera.

Em suma, as ligas da série 1xxx são constituídas por alumínio puro não ligado, sendo qualificadas como ligas de boa resistência à corrosão e baixa resistência mecânica, a qual pode ser aumentada por encruamento. As ligas da série 2xxx apresentam altos níveis de resistência mecânica, que associados à facilidade de maquinação e ao bom desempenho à fadiga, as tornam numa opção excelente para a fabricação de componentes de suspensão automóvel e também para a fuselagem de aeronaves. As ligas da série 3xxx, devido à boa resistência à corrosão são muito usadas na indústria química, pelo seu comportamento notável em ambientes corrosivos. Exibindo menor ponto de fusão e boa fluidez a quente, as ligas da série 4xxx são preferencialmente usadas para materiais de adição de soldadura e pós para a brasagem de alumínio. No que toca às ligas da série 5xxx e 6xxx, ambas possuem características semelhantes onde se verifica a combinação satisfatória de propriedades como

resistência mecânica e resistência à corrosão, além de boas características de soldadura e maquinação. Contudo, as ligas da série 5xxx são mais resistentes à corrosão que as da série 6xxx. São abundantemente aplicadas em membros estruturais do setor automóvel e naval e em tanques criogénicos. As ligas da série 7xxx apresentam uma elevada relação resistência-peso e consistem nas ligas mais tenazes de todas as ligas de alumínio, sendo manipuladas na indústria aeronáutica e aeroespacial. Por fim, as ligas da série 8xxx, envolvem um número diversificado de composições e revelam boa resistência à fadiga e à propagação de fendas. São igualmente portadoras de elevada resistência mecânica sendo especialmente concebidas para o ramo aeroespacial e no uso em criogenia [2], [3].

## **2.2. Processo de soldadura por fricção linear (SFL)**

Nas últimas décadas, na fase de projeto para a concepção de estruturas dos mais variados sectores, tem-se verificado uma procura crescente de materiais com altas relações resistência-peso e elevada ductilidade. Esta abordagem não só permite otimizar os custos energéticos e económicos, mas também assegurar o cumprimento de exigências mais apertadas dos consumidores, o que fez a indústria redirecionar-se especialmente para as ligas de alumínio e magnésio [7]. Esta evolução suscitou o interesse científico e tecnológico na procura de novos métodos de ligação por soldadura, automatizados e mais eficazes para este tipo de materiais.

Como resposta ao exigido, emergiu em 1891, a tecnologia de soldadura por fricção, dando origem a várias técnicas respeitando esta metodologia e entre as quais, a mais recente desenvolvida, a soldadura por fricção linear – SFL. Trata-se de uma técnica criada e patenteada pelo *The Welding Institute* (TWI Ltd.) em Cambridge, no Reino Unido em 1991, tendo sido desenvolvida com generosos contributos de engenheiros americanos, japoneses e europeus [8]. Desde essa época, esta tecnologia foi admitida pelas poderosas indústrias do Japão e EUA, prosperando ativamente no setor aeroespacial e ferroviário. Desta maneira, o FSW demarcou-se como um processo auspicioso na união em estado sólido de metais e suas ligas, sendo destinado inicialmente para ligas de alumínio, consideradas de baixa soldabilidade [9].

As dificuldades em realizar soldaduras de ligas de alumínio, resistentes à fadiga e com boa resistência mecânica, usando processos de soldadura por fusão (MIG e TIG), limitaram em tempos, a incorporação deste tipo de ligas para diversos fins, em especial nas mais procuradas para aplicações aeroespaciais como as da série 2xxx, 7xxx e 8xxx [10].

Adicionalmente, o uso de soldadura por fusão na união de materiais heterogéneos surge como um problema, motivado essencialmente pelos defeitos emergentes da solidificação e na formação de compostos intermetálicos a alta temperatura. A técnica de SFL permitiu superar diversos impasses que são geralmente característicos da soldadura por fusão, tais como a formação de defeitos, garantindo assim, a confiabilidade e integridade estrutural das juntas compostas por estas ligas leves [11].

O princípio de funcionamento deste método é relativamente simples. Sucintamente, uma ferramenta rotativa não consumível, constituída por uma base de contenção e um pino penetrante, é mergulhada na junta preparada dos metais a serem soldados. A ferramenta, rigorosamente projetada, percorre toda a linha de junta e mistura os materiais da superfície de trabalho, realizando deste modo a soldadura [12].

Antes da execução da soldadura, as superfícies das placas são fixas rigidamente na zona de trabalho, a fim de suportar as forças e momentos presentes durante o processo e com isso, impedir a deformação indesejável ou a separação das faces da junta [8], [13].

No período inicial de imersão da ferramenta, quando a base contacta a superfície das placas a soldar, o mergulho é por norma interrompido e a profundidade de penetração do pino deve ser ligeiramente menor que a espessura das placas [13]. A pressão mecânica, exercida nas peças de trabalho pela ferramenta rotativa, gera grandes quantidades de calor por atrito até uma temperatura de forjamento, abaixo da temperatura de fusão. O calor produzido amacia o material ao redor do pino da ferramenta, o qual origina deformação plástica local. Em seguida, o material misturado pelo pino coalesce e é movido em direção à parte traseira da ferramenta, paralelamente à direção de soldadura. Nessa zona, dá-se a consolidação do material plastificado por efeito da força axial de forjamento pela base da ferramenta, permitindo formar uma junta de fase sólida. Com a translação da ferramenta ao longo da interface das placas, este ciclo é repetido inúmeras vezes possibilitando a união dos materiais de base e, deste modo, a realização da soldadura [8], [9], [14]. Com base em simulações numéricas, estima-se que cerca de 2 a 20% do calor total gerado no processo é obtido por deformação plástica, sendo o restante originado por atrito entre a ferramenta com o material base [14]. A Figura 2.1 apresenta uma breve ilustração do processamento SFL na ligação das peças de trabalho.

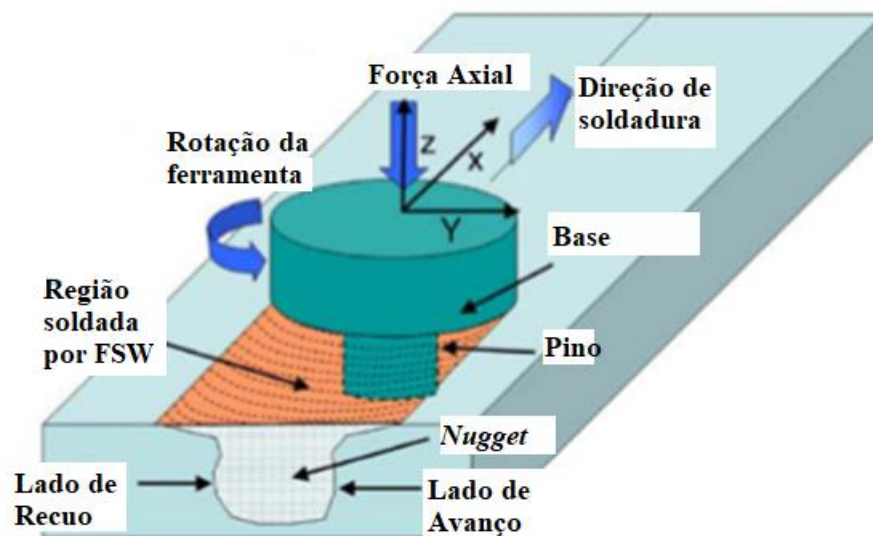


Figura 2.1. Representação esquemática do processo SFL [10].

Os padrões complexos dos fluxos de material em redor do pino resultam do movimento rotativo da ferramenta e do material, que flui do lado de avanço (LA) para o lado de recuo (LR). O lado de avanço representa o flanco da junta onde a direção da velocidade de rotação coincide com a direção da soldadura, ao passo que no lado de recuo estas direções são contrárias. Em virtude desta particularidade do processo, as juntas soldadas apresentam assimetria relativamente ao eixo de soldadura [12].

Actualmente, este processo tem vindo a ser testado e adaptado à soldadura de outras ligas e tipos de materiais, como compósitos de matriz metálica, polímeros e também a ligas de titânio, cobre e níquel, de maior ponto de fusão [12], [15]. A SFL surge inclusive como um método alternativo, inovador e rentável para soldar materiais duros ou com alta condutividade térmica, o que costuma ser um encargo árduo na soldadura por fusão [11], [16].

No entanto, a interdependência de muitos conceitos relativos ao processo SFL ainda está por compreender, de modo que subsiste a pesquisa contínua para entender questões, tais como a geração e transferência de calor no processo, a taxa de deformação e fluxos do material, a evolução das forças e os mecanismos que levam à criação de defeitos, entre outras [5], [14].

### **2.2.1. Vantagens e desvantagens do processo**

A tecnologia SFL foi considerada, durante estas duas décadas, uma das inovações e desenvolvimentos mais significativos na área da junção de materiais [12].

Para a soldadura em ligas de alumínio, esta técnica apresenta inúmeras vantagens face aos métodos convencionais, de soldadura por fusão. A ausência de fusão do material e a menor temperatura atingida no processo evita uma série de defeitos associados à fusão, como por exemplo, a formação de poros na solidificação e a fissuração a quente nos limites de grão e na superfície do material, só para citar alguns. Por este motivo, as tensões residuais e distorções no material são minimizadas, obtendo-se melhores acabamentos superficiais e propriedades mecânicas nas juntas [12], [17]. Desta maneira, o processo SFL, aliado a parâmetros devidamente ajustados, viabiliza a produção de juntas reprodutíveis de elevada qualidade, procurando assim limitar o número de falhas microscópicas, as quais, podem ser iniciadoras do fenómeno de fissuração [8].

Adicionalmente, a tecnologia SFL não necessita de gases de proteção nem consumíveis, o que reduz consideravelmente os custos do processo. É igualmente vista como uma tecnologia amiga do ambiente que garante a segurança do operador, consumindo, nesse sentido, menos energia e não produz fumos tóxicos nem salpicos de metal líquido [10].

Constituindo-se como um processo automatizado, envolve um controlo e tratamento preciso, permitindo a redução dos custos de operação e da mão de obra, para além de conseguir manter e inclusive superar as propriedades mecânicas obtidas por outros métodos convencionais [9]. É, portanto, uma técnica caracterizada pela sua versatilidade e eficiência, exibindo condições favoráveis à repetibilidade do processo [10].

As desvantagens mais evidentes da SFL, revelam-se primeiramente com a falta de diretrizes e especificações na indústria, o custo de equipamento, o facto de este não ser transportável e a necessidade de rigidez das peças a soldar. Também o desconhecimento dos parâmetros adequados para cada caso específico ou a necessidade de otimizações constantes devido à alteração de variáveis na soldadura, torna a sua utilização em aplicações industriais ainda restrita [18]. Outros inconvenientes relacionam-se com a pouca agilidade na soldadura de peças com variações de espessura ou perfis não lineares, com a dificuldade na imobilização das placas e a produção de um furo no fim da soldadura, após a remoção da ferramenta [19].

Outro ponto prejudicial, que foi constatado com a experiência, relaciona-se com o aparecimento de tensões residuais de tração nas soldaduras por SFL [9].

### 2.2.2. Aplicações práticas do processo

Na atualidade, tanto as rigorosas leis de proteção ambiental como o aumento do preço dos combustíveis fósseis e a procura contínua de melhores eficiências energéticas, levaram os fabricantes a repensar o método de fabricação e montagem dos equipamentos. Geralmente, o projeto passa em grande parte pela redução do peso na estrutura dos transportes, o que permite diminuir o consumo de combustível e custos [20].

Satisfazendo critérios como a redução de peso e a alta reprodutibilidade, o processo SFL para ligas de alumínio convocou grande interesse em vários setores, principalmente nas indústrias aeroespacial, naval, ferroviária e automóvel.

Com referência às indústrias aeronáutica e aeroespacial, o processo SFL para ligas de alumínio de alta resistência (ligas da série 2xxx e 7xxx), tem sido adotado na construção de inúmeros protótipos de aeronaves da Boeing e da Airbus, e inclusive no foguete *Falcon 9* da *SpaceX*. Nestes casos, o processo tem vindo a ser empregue fundamentalmente em estruturas primárias como na junção de painéis da fuselagem e de perfis extrudidos. A técnica adere ao conceito de “construção leve”, na qual os componentes são unidos por SFL em substituição das ligações rebitadas ou adesivas. Deste modo, promove-se a economia de custos com a redução de peso e de peças solicitadas em tração [16], [17], [21].

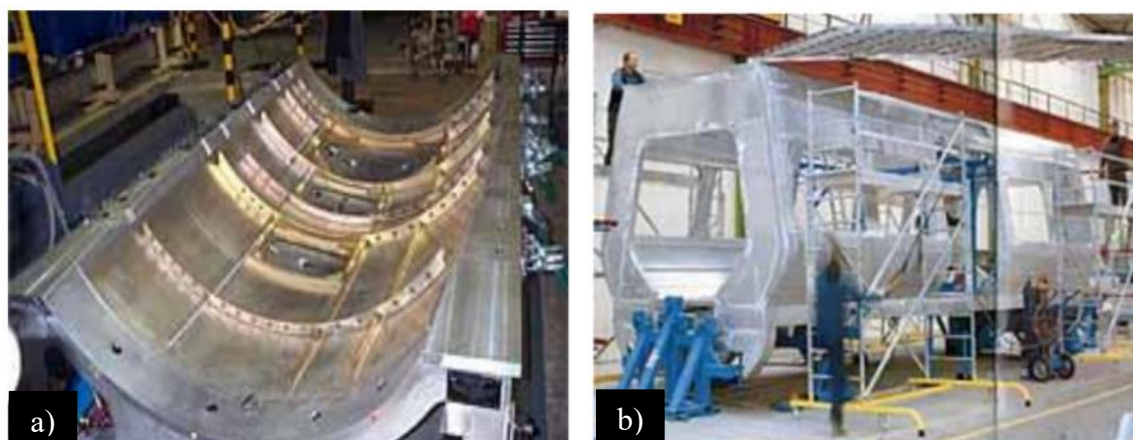
No ramo automóvel, fabricantes como a Mazda, a Tesla e a Audi também seguiram este modo de construção, aplicado sobretudo em componentes do chassi. Neste sector, a SFL aplicado atualmente substituiu a tecnologia de soldadura por resistência por pontos (RSW), em parte pela facilidade de fabricação de soldaduras em juntas de topo. Como vantagens específicas encontram-se a prevenção da sobreposição das peças a soldar e a redução de peso no seu conjunto [17].

Em relação ao setor ferroviário, entidades como a Hitachi e a Nippon Sharyo utilizaram esta tecnologia no fabrico de carruagens e na construção de linhas ferroviárias para comboios de alta velocidade [22].

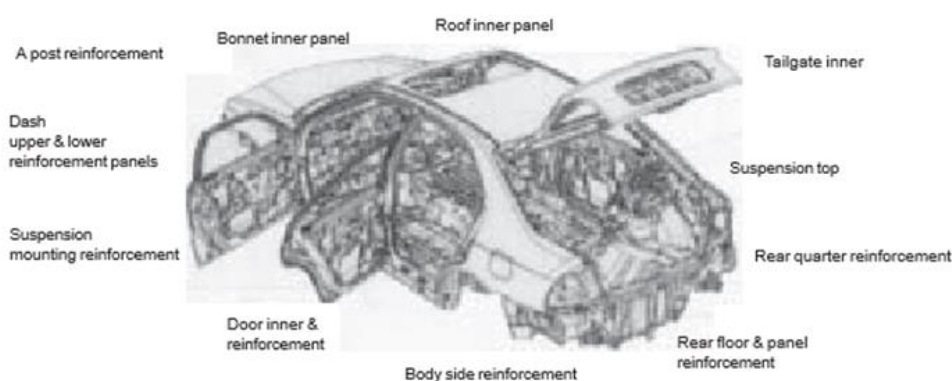
Inclusivamente, o procedimento SFL está a ser programado pela Suécia e Finlândia na operação de encapsulamento de resíduos nucleares em recipientes de cobre



[16]. A Figura 2.2 e a Figura 2.3 mostram exemplos práticos do quotidiano, referidos anteriormente, que fazem uso desta tecnologia.



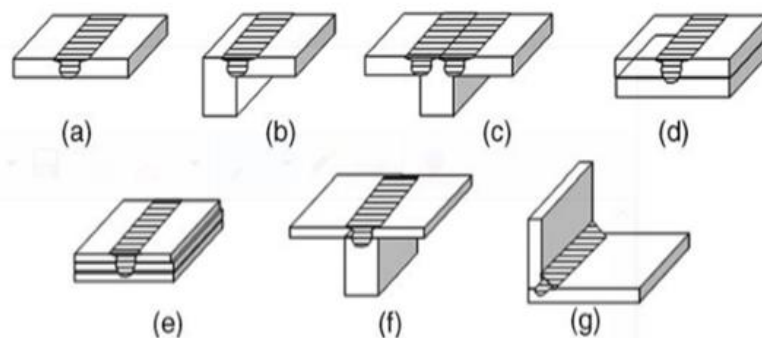
**Figura 2.2.** a) Processo SFL usado na ligação de painéis da fuselagem [21]; b) e no fabrico de carruagens ferroviárias [21], [22].



**Figura 2.3.** Componentes da carroçaria automóvel expectáveis de ser soldados por SFL (BMW Serie 5) [23].

### 2.2.1. Configuração de juntas para SFL

Contrariamente à soldadura por atrito tradicional, a tecnologia SFL pode ser empregue num variado leque de tipos de junta, sendo as mais comuns as juntas de topo (*Butt*) (Figura 2.4. (a)), juntas sobrepostas (*Lap*), juntas em filete (*Fillet*) e as juntas T (Figura 2.4. (f)), podendo estas coligar-se entre si, como se pode ver na Figura 2.4. No entanto, neste conjunto, as juntas de topo e sobrepostas são geralmente as mais convenientes e executadas [10].



**Figura 2.4.** Configurações de junta possíveis para SFL [10]: (a) junta de topo; (b) junta de canto; (c) junta em T-Butt; (d) junta sobreposta; (e) junta sobreposta múltipla; (f) junta em T-Lap; (g) junta em filete.

Nas juntas de topo, ambas as placas encostam uma na outra criando uma superfície de separação vertical, onde a ferramenta é inserida e une os materiais [18]. A distribuição de tensões e a fácil preparação e montagem, torna esta configuração como a mais genérica quando comparada às restantes [5], [17]. Nas soldaduras de topo, o principal objetivo é obter uma mistura de material para toda a espessura da peça a soldar, prevenindo possíveis defeitos na raiz [17].

Nas juntas sobrepostas, as duas placas encontram-se apoiadas uma sobre a outra, criando uma interface horizontal onde se pretende unir os materiais. O seu propósito central é desenvolver uma zona do núcleo (*nugget*) mais extensa e procurar minimizar o defeito característico de gancho (*hooking*), defeito este que reduz a espessura resistente da peça e diminui severamente a resistência da junta [17], [19].

Relativamente às juntas T, há várias maneiras de estruturar as placas, entre as quais, as mais conhecidas são os arranjos T-Lap e T-Butt. As juntas T-Lap são geralmente constituídas por duas peças, designadas por *skin* (elemento horizontal) e *stringer* (elemento vertical), com a interface de separação disposta na horizontal. Nesta configuração, os materiais no *skin* tendem a circular no seu próprio plano e os materiais no *stringer* apresentam alguma dificuldade em fluir no sentido ascendente, pelo que na soldadura, a combinação dos materiais é mais escassa [24]. No que toca às juntas T-Butt por norma contêm três peças, dissociando-se em duas parcelas para o *skin* e uma para o *stringer*, com as interfaces de separação na vertical. De acordo com Jesus [25], a soldadura na configuração T-Butt é mais simples do que a T-Lap. Neste design, a exigência de uma matriz de forma é um ponto crucial pois propicia a formação e o preenchimento das concordâncias nas zonas de canto entre o *skin* e *stringer*. Estas regiões criadas permitem reduzir a concentração de tensões, pelo que a deformação plástica nestes locais é benéfica. Os problemas e defeitos

mais frequentes associados a este tipo de juntas trata-se da redução de espessura do *skin* e da presença dos defeitos de túnel e defeitos de ligação (falta de penetração) [5], [17], [19], [22], [26].

Vários autores afirmam que as juntas em T são uma geometria interessante devido aos benefícios nelas inseridos, tais como melhor momento de inércia e resistência do *skin*, sem aumento significativo de peso. Deste modo, promove-se um acréscimo de rigidez nas estruturas, podendo estas ser aplicadas em vários sectores de atividade, tais como a indústria automóvel, naval e aeroespacial [17], [27], [28].

### 2.3. Parâmetros do processo de soldadura

Os parâmetros de SFL possuem um efeito significativo em todo o processo de soldadura. Estes controlam a qualidade das propriedades mecânicas e morfológicas das juntas soldadas, sendo em si, determinadas pelos esforços, ciclos térmicos e campos de deformação desenvolvidos no sistema [11].

De entre os muitos parâmetros a considerar no processo SFL, serão destacados como objeto de estudo os parâmetros centrais de velocidade de rotação da ferramenta, velocidade de avanço, o ângulo de inclinação da ferramenta, a força axial e penetração, a geometria e composição da ferramenta. Naturalmente, outras características poderiam ser citadas, nomeadamente, a variação de espessura das chapas, o tempo de estabilização, as velocidades de submersão da ferramenta, no entanto, não entram no plano de trabalho e não serão aprofundadas aqui. No que respeita a soldaduras com materiais heterogêneos, podem ser adicionados outros dois critérios que afetam igualmente a qualidade da soldadura, como a posição dos materiais de base na junta e o desvio da ferramenta relativamente ao eixo da junta (*tool offset*) [5], [29], [30].

Estudos prévios demonstraram a importância de compreender os efeitos conjugados dos diversos factores no processamento da junta. Estes factores vão desde a quantidade de parâmetros adoptados, a interação entre os mesmos e as condições da junta, que engloba aspectos como o material implicado, a espessura e a sua configuração [30]. Para cada aplicação, a selecção adequada dos parâmetros de soldadura é uma tarefa essencial para a otimização do processo e dos resultados pretendidos para as juntas [31].

Em seguida, encontra-se sintetizada a importância relativa de cada parâmetro descrito e a sua contribuição para a soldadura, podendo variar para cada caso específico.

### 2.3.1. Velocidade de rotação da ferramenta

Manifesta-se como um dos parâmetros mais relevantes da tecnologia SFL. A velocidade de rotação, devido ao atrito gerado entre as superfícies, repercute diretamente sobre o calor transferido para a zona de trabalho. À medida que a velocidade de rotação aumenta, o calor produzido também aumenta, proporcionando a plastificação e circulação mais intensa de material em redor do pino, na zona central (*nugget*). Este evento tende a diminuir a probabilidade de formação de defeitos como cavidades, no entanto, o calor em excesso pode levar à acumulação de rebarbas (*flash*). A rotação da ferramenta mistura a matéria agitada movendo-a da parte frontal para a extremidade traseira da ferramenta [11], [19], [22].

Baixas velocidades de rotação proporcionam baixas temperaturas e ineficiências na mistura de material. Por outro lado, velocidades de rotação mais elevadas, mantendo a velocidade de soldadura, levam a maiores turbulências no fluxo de material e ao aquecimento excessivo pelo atrito adicional [17]. Velocidades de rotação mais altas tendem a formar precipitados grossos ou compostos intermetálicos frágeis, em soldaduras dissimilares [21], [32]. Com efeito, ambas as situações podem originar defeitos distintos e assim provocar o decréscimo da resistência mecânica da soldadura.

Silva *et al.* [17] efetuou um estudo de otimização dos parâmetros de soldadura para diferentes configurações de junta, recorrendo à liga de alumínio AA6082-T6 e ao método de Taguchi. Pelos resultados observados, concluiu que a velocidade de rotação se trata de um parâmetro decisivo para a resistência à tração final da junta. Respeitante às juntas T, constatou-se que as velocidades de rotação de 1000 ou 1500 rpm contribuem para boas resistências à tração das juntas, independentemente da velocidade de soldadura praticada.

Shaik *et al.* [31] investigaram a interação e os efeitos dos parâmetros na qualidade das juntas, valendo-se das ligas dissimilares AA6082-T651 e AA7075-T651. Para a otimização do processo, usaram ferramentas de modelação de sistemas e de tratamento estatístico, chegando a modelos matemáticos que correlacionavam a taxa de rotação com as propriedades mecânicas. A taxa de rotação revelou-se muito influente nas resistências à tração, ao impacto e na ductilidade da junta.

Barla *et al.* [13] estudaram a soldadura da liga AA5052-H32 em juntas de topo, na qual afirmam que a velocidade de rotação da ferramenta tem efeitos expressivos na curva tensão-deformação do material. Os autores observaram que com o aumento da velocidade

de rotação, a zona do *nugget* apresentou maior capacidade de endurecimento pelo grau de deformação mais severo.

### **2.3.2. Velocidade de soldadura**

Tal como o parâmetro anterior, a velocidade de soldadura interfere na distribuição de carga térmica ao material de base. Porém, neste caso, quanto maior for a velocidade de soldadura menos energia sob a forma de calor é incorporada na junta, o que dificulta a plastificação e o conseqüente fluxo do material [11], [22].

Shalin *et al.* [33] investigaram o processo para a liga AA6061, na qual verificaram que o aumento da velocidade de soldadura favorece o aumento a resistência à tração da junta até um certo limite.

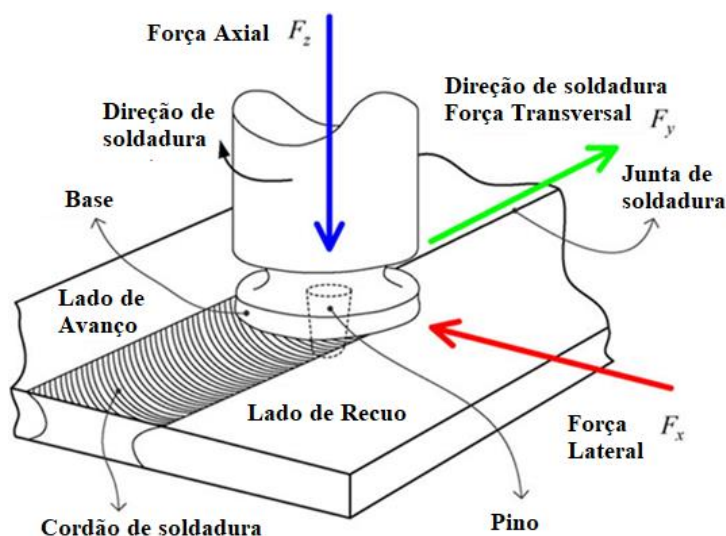
Khan *et al.* [14] realizaram ensaios nas ligas heterogêneas de classe aeroespacial AA2219-O e AA7475-T761. Concluíram que a velocidade de soldadura e a taxa de deformação apresentam uma interdependência mais intensa, quando comparada com a velocidade de rotação. De facto, constatou-se que maiores velocidades de avanço originam menor amaciamento do material, induzindo a necessidade de maiores taxas de deformação. Como consequência, estes efeitos contribuiriam para o aumento acentuado da tensão de fluxo e da força de deslocamento da ferramenta.

Pela análise das soldaduras representativas da liga AA6056, Kossakowski *et al.* [8] afirmam que ambas as velocidades de rotação e de soldadura são os parâmetros de maior impacto na microestrutura das juntas e nas suas propriedades mecânicas. Similarmente, os autores P Biswas *et al.* [32] no estudo referente à liga AA1100 em juntas de topo, consideraram o rácio entre a velocidade de rotação e a velocidade de soldadura como o parâmetro mais adequado para controlar o processo.

De acordo com Venu *et al.* [15] para produzir uma soldadura bem-sucedida, a velocidade de soldadura deve ser mínima de modo a gerar o fluxo de material necessário. Contudo, conforme refere Neves [5], em âmbito industrial, os restantes parâmetros de soldadura devem ser combinados de forma a maximizar a velocidade de soldadura, visto esta intervir diretamente sobre a produtividade e eficiência do processo.

### 2.3.3. Força axial e penetração da soldadura

No decorrer do processo, a ferramenta suporta fundamentalmente a acção de forças axiais, longitudinais e laterais devido aos efeitos viscosos e inerciais presentes. Na fase de submersão inicial, as ferramentas são submetidas a tensões mais severas e variáveis, no entanto, após o período de estabilização, na etapa de deslocamento linear da ferramenta, as forças tendem a estabilizar para valores geralmente inferiores às forças de pico iniciais [34]. As forças genéricas presentes no processamento estão representadas na Figura 2.5.



**Figura 2.5.** Representação esquemática das forças presentes no processo SFL (adaptado de Mendes *et al.* [35]).

As soldaduras podem ser realizadas em controlo de força ou em controlo de posição. Ao passo que numa máquina de soldadura especializada as duas são viáveis, no caso da soldadura processada na fresadora apenas a última é possível. No que se refere ao primeiro caso, procura-se manter a força axial constante ao longo da soldadura, enquanto que na segunda situação, a posição vertical da ferramenta sobre a peça de trabalho é mantida constante ao longo da soldadura, variando a força axial [5], [18].

A gestão da força axial revela-se igualmente um critério de extrema importância no sentido que o seu ajuste incorreto pode levar à formação de defeitos nas soldaduras e ao desgaste prematuro da ferramenta, que afetam o custo global do processamento [34]. Adicionalmente, pequenas variações na profundidade de penetração da ferramenta influenciam extensivamente as temperaturas e forças longitudinais obtidas durante o processo [14], [15].

É de assinalar que uma penetração insuficiente pode resultar na ausência de contacto entre a base da ferramenta e a superfície do material de base, o que acarreta perdas energéticas consideráveis. Deste modo, a base rotativa não aquece nem auxilia a movimentação de material com efetividade levando à formação de defeitos, como cavidades e entalhes superficiais [10]. Por outro lado, forças axiais excessivas orientam para o sobreaquecimento do material e para a dilatação da zona de ligação, produzindo abundância de rebarba, que implica a redução da espessura do cordão [22].

Krishnan *et al.* [36] investigaram os parâmetros otimizados para a soldadura dissimilar das ligas AA6063 e A319. Demonstraram que o aumento da força axial junto com a velocidade de rotação ocasionou melhorias na resistência à tração e dureza das soldaduras até um ponto ótimo, a partir do qual tendiam a diminuir.

#### **2.3.4. Ângulo de inclinação da ferramenta**

O ângulo de inclinação da ferramenta representa o ângulo que a ferramenta forma com a normal à superfície de trabalho, na direção de soldadura [5], [37].

A adequada seleção deste parâmetro é de extremo interesse para o processo, pois além de ajudar na contenção e consolidação do material sob a base da ferramenta, possibilita um fluxo apropriado deste nas direções vertical e horizontal [10], [29]. Normalmente, a ferramenta é ajustada entre os ângulos de 2° a 4°, sabendo que para distintos ângulos de inclinação se observa uma multiplicidade de respostas das juntas soldadas [10], [37].

Analogamente, os autores Venu *et al.* [15] afirmam que a ferramenta deve possuir inclinação com o propósito de viabilizar o acréscimo gradual da pressão de forjamento.

Os autores Zhang *et al.* [37] estudaram a soldadura em juntas de topo para a liga AA2024-T4, de modo a apurar a influência do ângulo de inclinação no processo. Com base no modelo numérico e posterior validação experimental, comprovaram que a ferramenta inclinada gerou forças de atrito superiores promovendo um efeito acelerador no fluxo de material, em particular na retaguarda do pino. A ação de agitação “reforçada” levou à fabricação de soldaduras consistentes, sem defeitos de túnel ou vazios. Também se verificou uma temperatura mais elevada no LA face ao LR, explicada pelo estado de contato incompleto entre a base e a peça.

Mediante uma investigação idêntica à referida anteriormente, Kluz *et al.* [9] ensaiaram experimentalmente os ângulos de inclinação de 2° e 3°. Constataram que para o

ângulo de inclinação de 3° se obteve um cordão de soldadura mais uniforme, melhorando assim, a resistência à fadiga e a qualidade das juntas soldadas.

Adicionalmente, para soldaduras dissimilares de ligas de alumínio, o desvio da ferramenta (*tool-offset*) resulta em entradas de calor diferenciadas, afetando o tamanho dos grãos e a distribuição dos precipitados na microestrutura das soldaduras [38].

### **2.3.5. Geometria e material da ferramenta**

A ferramenta usada é muitas vezes declarada como sendo o coração de todo o processo de soldadura [32]. Com efeito, o material e a geometria da ferramenta revelam-se dois fatores de entrada que mais contribuem para a sanidade das soldaduras. Estes parâmetros afetam a aparência da superfície, a qualidade das juntas soldadas e ainda possibilitam regular a velocidade de avanço da ferramenta [10], [11], [34]. Outros fatores como o ambiente termomecânico suportado pela ferramenta, também dependem da geometria desta [34].

Neste contexto, os aspectos centrais a considerar focam-se na configuração da base, como o seu diâmetro e ângulo, na geometria do pino, que abarca o seu perfil e tamanho, na relação dos diâmetros da base e do pino e no material selecionado para a ferramenta [5], [19], [34].

A ferramenta é constituída por dois elementos principais, uma base e um pino [32]. A base tem como funções friccionar a superfície de trabalho gerando o calor necessário ao amolecimento do material, sendo também encarregue de deslocar o material para a zona de intervenção do pino e confinar a mistura plastificada na junta. No que respeita ao pino, a sua rotação promove as ações de agitação mecânica e deformação necessárias à mistura eficaz dos materiais, levando ao refinamento do grão na zona do *nugget* [22], [32], [38].

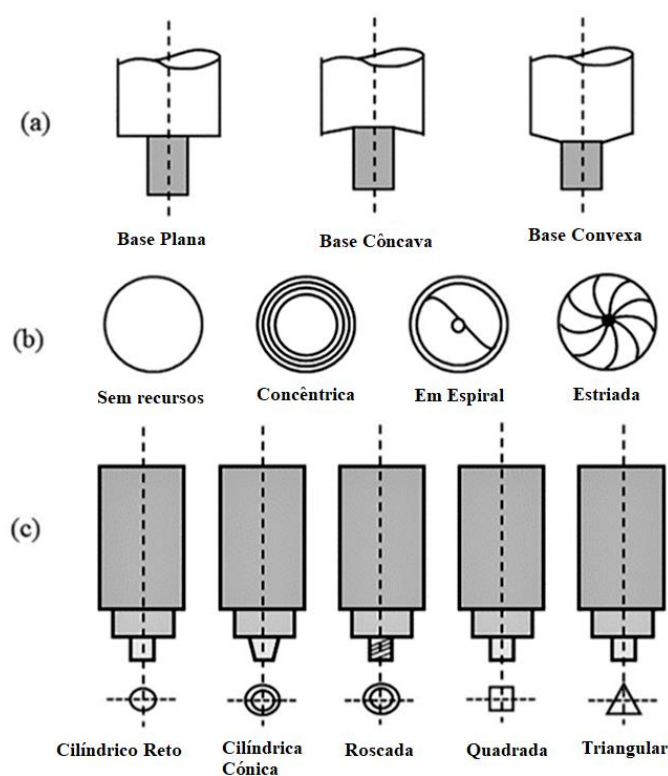
Sharma *et al.* [39] realizaram um trabalho de investigação em juntas de topo, para a soldadura dissimilar da liga AA6101 e cobre puro. Os autores observaram que o uso de diferentes perfis do pino não altera substancialmente a quantidade de material transportado, no entanto, têm grande impacto no padrão de fluxo do material, repercutindo sobre a microestrutura e microdureza processada na junta. Também verificaram que a presença de faces planas nos perfis laterais do pino gera uma ação pulsante, que facilita o movimento do material, avolumando o seu transporte.

Investigando a influência dos perfis do pino da ferramenta, Shi *et al.* [40] constataram que os perfis afetam significativamente a taxa de deformação plástica e a força



de deslocamento efetuada sobre o material de base. Similarmente, Devaraju *et al.* [41] reiteram que a geometria da ferramenta é o fator mais decisivo no processo SFL.

O progresso contínuo da tecnologia SFL conduziu à concepção de várias ferramentas. Entre elas, as geometrias mais comuns para a base integram a superfície plana, côncava ou convexa, com ou sem estrias. Estas podem ser utilizadas juntamente com múltiplos pinos, com perfis detalhados na forma cilíndrica, cônica, quadrada ou triangular [5], [10], [11]. Outros formatos de pinos mais complexos podem ser fabricados e otimizados a fim de alcançar a qualidade de soldadura pretendida [32]. A Figura 2.6 ilustra algumas ferramentas acima referidas.



**Figura 2.6.** Exemplos de geometrias de ferramentas com diferentes tipos de: (a) bases, (b) superfícies e contornos da base, (c) perfis do pino (adaptado de Kumar *et al.* [11]).

No que se refere a pinos mais complexos, podem-se evidenciar ferramentas com pinos progressivos, cónicos roscados ou *trifluted*. Recursos de superfície como roscas e “rasgos”, e os perfis poliformes da seção transversal do pino aumentam a área de contacto entre peça e ferramenta, provocando aquecimento durante o processamento. Isso não só permite reduzir as cargas aplicadas na peça como melhora o fluxo de material, quando comparados a pinos simples, como o pino cilíndrico. O fluxo aprimorado resulta em propriedades mais uniformes para toda a espessura da peça a soldar. Usualmente, o fluxo

vertical produzido pelo movimento helicoidal de um pino cônico, converte as ferramentas cônicas como as preferidas na soldadura de chapas espessas [5], [22], [34].

Na seleção do material mais adequado para fabricar a ferramenta devem ser ponderados critérios intimamente relacionados com as características operacionais, como as forças axiais aplicadas, as temperaturas operativas e também a durabilidade do material [11], [15], [42]. As elevadas forças de deslocamento e o alto torque necessário ao processo são agentes de desgaste e deterioração da ferramenta, podendo levar à contaminação da soldadura e até à falha prematura nesta, sendo a falha por cisalhamento do pino a mais frequente [14]. Outros aspetos alusivos à ferramenta como a sua dureza, tenacidade e reatividade com o material de base e com a atmosfera envolvente podem também interferir na escolha. Para a soldadura de ligas de alumínio e outras ligas macias, utilizam-se usualmente ferramentas de aço para trabalho a quente. No que toca ao processamento de materiais mais duros, como aços e ligas de titânio, exige-se o uso de ferramentas com propriedades superiores de resistência ao desgaste e dureza, essencialmente devido às altas temperaturas e tensões atingidas. Neste caso, ferramentas à base de carboneto de tungsténio e nitreto de boro cúbico policristalino são as mais utilizadas [34]. Portanto, uma grande variedade de materiais é aceite para a fabricação das ferramentas, sendo definido com base nas propriedades mecânicas dos materiais base, como se sintetiza na Tabela 2.3.

**Tabela 2.3.** Materiais das ferramentas de uso comum em SFL, consoante o material a soldar e as suas particularidades [11], [18].

Materiais das ferramentas	Caraterísticas	Observações
Aço ferramenta AISI H13	Muito usado pela facilidade de ser maquinado	Aplicáveis a ligas de Al, Cu e Mg
	Disponível a baixo custo	Pode ser revestido com uma camada de endurecimento superficial, para aumentar a resistência ao desgaste
Aço ferramenta SKD61 01	Boas propriedades de resistência térmica	
	Boa resistência a temperaturas elevadas	Usado também para peças de MMC-Al e MMC-Mg
Compósitos de matriz metálica (MMC's) e Carbonetos: Compósitos de WC WC-Co	Resistência à fratura	Aplicável a ligas de Al, Ti, Mg e aços de baixa liga
	Alta resistência ao desgaste	
	Notável resistência à compressão	Conveniente para ligas de Al e Aço carbono
PCBN	O segundo material mais duro, a seguir ao diamante	Adequado a ligas de Ni, Cu e aços inoxidáveis
	Muito dispendioso	

	Material sintético super abrasivo	
Metais refratários	Alto ponto de fusão	Preferíveis para ligas de Ti, Ni, Cu e Aços
	Elevada resistência ao choque térmico	
	Estabilidade física, química e mecânica	

Baseando-se na aplicação da análise de variância “ANOVA”, Shalin *et al.* [33] apontaram a geometria da ferramenta, nomeadamente o perfil do pino, como o pormenor mais revelador que afecta a resistência à tração das juntas soldadas.

Khan *et al.* [43] investigaram o efeito da razão dos diâmetros da base e do pino ( $D / d$ ) sobre a resistência das juntas soldadas da liga AA6063-T6. As soldaduras foram produzidas por uma ferramenta de perfil cilíndrico, de aço ferramenta H13. Os autores concluíram que a razão de diâmetros detém uma influência expressiva na qualidade da soldadura e resistência a tração das juntas. Os resultados ressaltaram que, após a entrada de calor ideal, o aumento do diâmetro da base comprometeu a integridade da junta [38].

Relativamente às juntas em T, Silva *et al.* [17] mencionam que a incorporação do *stringer* como terceiro componente na soldadura e a necessidade do preenchimento efetivo dos filetes, obriga a uma maior admissão de calor durante o processo, pelo que recomenda a aplicação de maiores diâmetros da base da ferramenta.

## 2.4. Microestrutura

Em virtude do processo termomecânico sofrido durante a soldadura, a seção transversal da junta soldada apresenta certas zonas com textura e microestrutura particulares, exibindo propriedades e comportamentos mecânicos distintos. Por sua vez, as microestruturas são diretamente dependentes dos parâmetros aplicados no processo [8]. Neste contexto, evidencia-se um domínio de regiões diferenciadas constituído pela zona de agitação ou *nugget* (ZN), zona termomecanicamente afetada (ZTMA), zona termicamente afetada (ZTA), culminando no próprio material base (MB), conforme ilustrado na Figura 2.7.

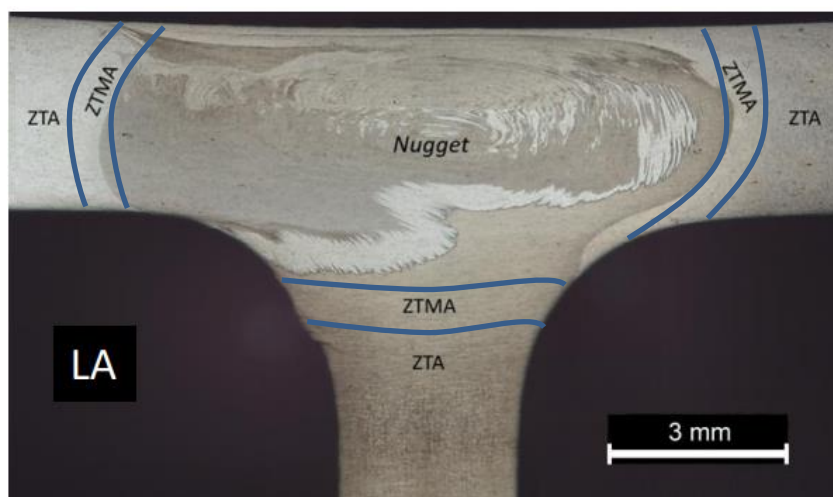
Procedendo à compreensão da microestrutura típica consequente deste tipo de soldadura, a faixa do *nugget* é onde ocorre a maior agitação de material sofrendo deste modo, deformação plástica severa, motivada essencialmente pelas altas taxas de deformação e temperaturas experimentadas. Estes fenómenos dão origem a uma estrutura de grãos finos equiaxiais por recristalização dinâmica. Nessa área de interação, os grãos são tipicamente

uma ordem de grandeza inferior face aos grãos do material não afetado, proporcionando o aumento da resistência nessa zona da soldadura.

De seguida, encontra-se a ZTMA, uma região distorcida, onde se verificam igualmente grandes concentrações de deformação plástica devido ao calor e pressão induzidos pela ferramenta, podendo resultar na recristalização parcial dos grãos do material.

A ZTA, que como o próprio nome indica, é um local afetado pelo calor gerado no processo embora já com ausência de deformação. As altas temperaturas alcançadas promovem um aumento da taxa de crescimento dos grãos, levando à formação de grãos grosseiros. Geralmente, a fronteira entre a ZTMA e a ZTA é descrita pela maioria dos autores de investigação como sendo a mais crítica em toda a seção transversal da soldadura, pelo que é comum registar-se valores de resistência e dureza mais reduzidos. Uma das possíveis causas-chave para este decréscimo pode estar relacionada com os fenómenos de superenvelhecimento (“*over-age*”) e de dissolução de precipitados endurecedores, que provocam modificações microestruturais com impacto direto nas propriedades mecânicas. A elevada transferência de calor procedente da base da ferramenta mostra-se favorável a aumentar a extensão da ZTA [8], [44]. Por fim, segue-se a zona não afetada, sem qualquer alteração morfológica, consistindo na composição do MB [14], [15].

A deformação plástica induzida resulta igualmente num comportamento de endurecimento do material o que permite aumentar a sua resistência mecânica. Certos fatores como o tamanho de grão, a densidade de deslocações e o estado de precipitação da matriz, regulado pelos ciclos térmicos, são muito influentes neste comportamento [13], [44], [45].



**Figura 2.7.** Macrografia reveladora da microestrutura da soldadura tridissimilar referente às ligas AA5083-H111, AA6082-T6 e AA2017-T4, por SFL (adaptado de Alves [18]).

---

## 2.5. Defeitos de soldadura

Na pesquisa efetuada por Zhao *et al.* [24] para a SFL da liga AA6013 em juntas T, os autores referiram que a acção de cisalhamento acentuada ao redor do pino da ferramenta é vantajosa para a minimização dos defeitos de ligação (referidos aqui como “*kissing bond*”). A natureza assimétrica do fluxo juntamente com as deformações mais severas no lado de avanço leva que os defeitos de “*kissing bond*” estejam mais concentrados no lado de recuo da soldadura. Os mesmos autores revelam que os defeitos de “*kissing bond*” e de túnel são os principais responsáveis pela rotura das juntas nos ensaios de tração no *skin* e nos ensaios de arrancamento no *stringer*, respectivamente.

Acerra *et al.* [46] indicam as que películas de proteção que revestem nas superfícies de materiais usados nas indústrias aeronáuticas, como as ligas AA2024-T4 e AA7075-T6, interagem de forma inadequada com o fluxo de matéria na SFL, levando a defeitos residuais que diminuem a performance mecânica das juntas.

Astarita *et al.* [47] estudaram a viabilidade de produzir juntas T por junção das ligas dissimilares AA2198 e AA6056. Pelas macrografias, os autores observaram a formação de “*kissing bond*” no *nugget* e nos filetes de transição entre o *skin* e *stringer*, que consistiam em zonas de carência de ligação metálica altamente deformadas. Referem que o defeito detém um papel crítico nas juntas pois podem ser locais preferenciais de iniciação e propagação de fendas, e assim podem conduzir à degradação do desempenho das juntas sob sollicitações mecânicas e eletroquímicas externas.

Khan *et al.* [48] investigaram a formação dos típicos defeitos de túnel e “*kissing bond*” resultantes da SFL de juntas dissimilares de AA5083-H116 e AA6063-T6. Os autores classificam os defeitos de “*kissing bond*” como sendo mais graves comparativamente aos defeitos de túnel, no que abrange às propriedades mecânicas da junta. Estes concluíram que a área do defeito de túnel formado pode ser reduzida substancialmente pelo aumento da profundidade de penetração da ferramenta.

## 2.6. Comportamento mecânico de ligas de alumínio

O comportamento mecânico das juntas é afetado por vários factores intrínsecos ao processo tais como as variações da microestrutura, em parte no tamanho e orientação dos grãos, a variação de textura e a presença de defeitos. Na averiguação das propriedades

resultantes da soldadura executam-se os ensaios mecânicos universais de dureza, de tração, de fadiga, entre outros.

Tronci *et al.* [49] investigaram a SFL em placas de 1 mm utilizando as ligas AA5083-H111 e AA5083-H111. Os autores mencionam que baixas entradas de calor no processamento resultaram em melhores resistências mecânicas da soldadura, acrescentando que para menores tamanhos de grão das ligas de base se garantem propriedades mais uniformes para as distintas gamas operativas estudadas.

Neves [5] elaborou uma pesquisa sobre a junção de chapas de 3 mm de espessura em juntas T usando as ligas tridissimilares AA2017-T4, AA5083-H111 e AA6082-T6. Constatou que o aumento da velocidade de avanço da ferramenta favorece o aumento da resistência à fadiga e de tração das juntas, particularmente posicionando a liga mais resistente (AA2017-T4) do lado de avanço.

Jesus *et al.* [50] estudaram o efeito dos parâmetros geométricos e as configurações possíveis nas juntas T similares formadas pela liga AA5083-H111. Observaram que as linhas de óxido criadas, quer pela limpeza insuficiente das superfícies ou pelo processamento ao ar livre, causaram piores comportamentos mecânicos das juntas. Também concluíram que a configuração em T-Butt é mais plausível de formar juntas isentas de defeitos do que a junta T-Lap. Tavares *et al.* [27] evidenciou igualmente a melhor integridade de um grupo de juntas T-Butt face às juntas T-Lap, pelo que demonstraram melhor desempenho à fadiga. Os autores expõem que as resistências à fadiga das juntas T e de topo foram inferiores às do material base, justificando o sucedido pela redução de tenacidade dos materiais após a soldadura. Os mesmos sugerem a execução de um tratamento térmico-pós soldadura no sentido de aumentar as propriedades de fadiga.

Palanivel *et al.* [51] investigaram a influencia o perfil do pino e da velocidade de rotação nas propriedades mecânicas das juntas dissimilares AA5083-H111 e AA6351-T6. Os autores remetem que o comportamento de resistência à tração foi determinado por um conjunto de condições, que vão desde a morfologia e trajetória do fluxo de material, a formação de defeitos no cordão de soldadura, a perda da condição de trabalho a frio (estado recozido) na ZTA da liga AA5083 e à dissolução e superenvelhecimento de precipitados na liga AA6351-T6.

## 2.7. Conclusões do Estado da Arte

Pela pesquisa bibliográfica realizada é possível entender que muitos estudos já foram realizados sobre ligas de alumínio similares e dissimilares no âmbito do processo de SFL. Todavia, existem campos de análise que ainda não foram profundamente investigados ou entendidos. Com efeito, investigações que envolvam a otimização dos parâmetros e a caracterização mecânica de juntas com configuração em T ainda estão longe de atingir os níveis de consenso e domínio tecnológico como de outras configurações mais comuns como juntas de topo ou sobrepostas. Se adicionarmos o facto de procurar soldar três ligas de alumínio diferentes, a essa mesma configuração, são poucos os resultados disponíveis na literatura de especialidade.

Este estudo vem por este meio, tentar ampliar o conhecimento e aplicação deste processo SFL para estas configurações consideradas complexas, procurando fornecer novas soluções e também estabelecer pontos de interesse para atrair novos projetos e ideias.

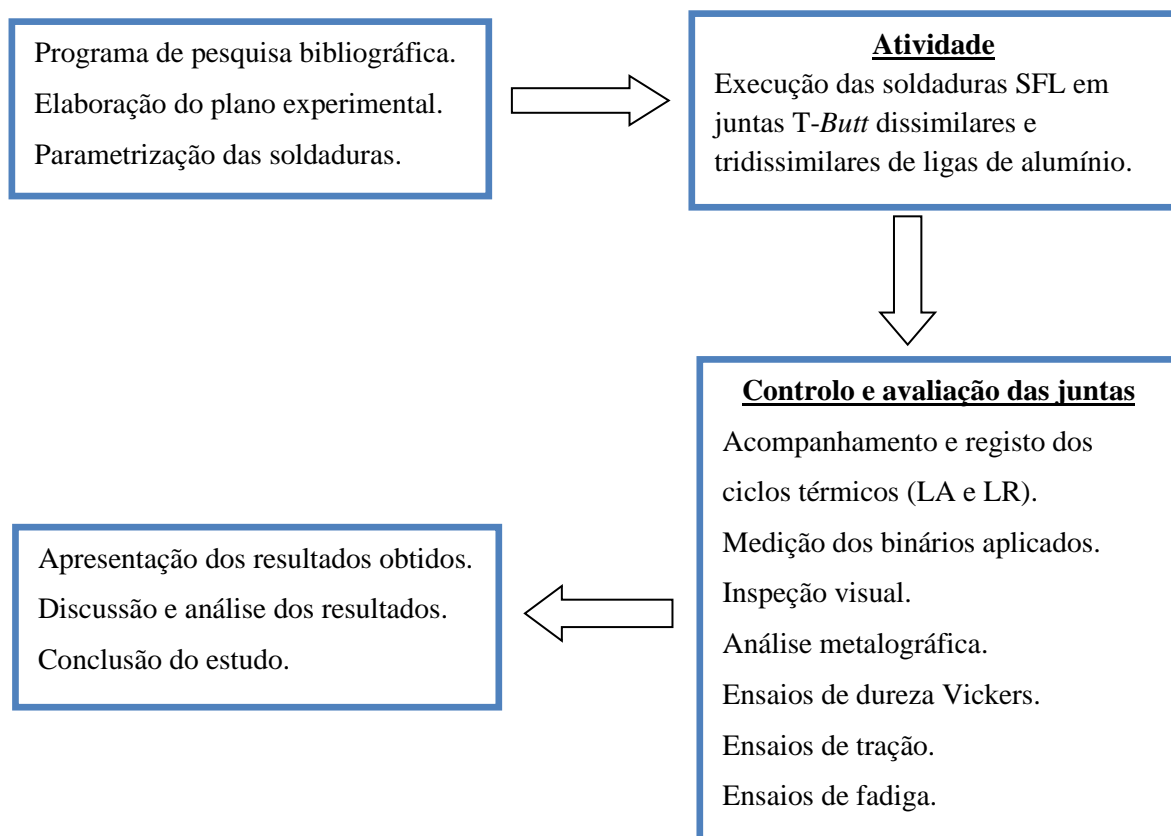




### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo, encontram-se descritos, de forma ordenada, todos os procedimentos e metodologias que foram usados na realização do trabalho.

Na atividade laboratorial, incluiu-se um conjunto de informações que vão desde a seleção dos materiais a utilizar no projeto, a composição e caracterização física/mecânica dos materiais escolhidos. Segue-se a apresentação e descrição de todo o processo metalúrgico, desde a realização das soldaduras até à obtenção dos provetes necessários aos ensaios. Ao longo do texto, procede-se também à identificação dos instrumentos, equipamentos e das condições operativas utilizadas nos ensaios. A Figura 3.1 expõe de forma sucinta a planificação das atividades desenvolvidas para o estudo em causa.



**Figura 3.1.** Fluxograma referente ao planeamento experimental do estudo (autoria própria).

### 3.1. Materiais de base e preparação da junta

Os materiais utilizados para o respetivo estudo foram três ligas de alumínio sob a forma de chapas finas planas de 3 mm de espessura. As ligas pertencem às séries 2xxx, 5xxx e 6xxx, todas elas representativas de ligas de grande interesse para as áreas de engenharia aeroespacial, náutica e automóvel, no sector dos transportes.

Particularizando, a liga da série 2xxx trata-se da liga AA 2017-T4. Esta foi submetida a um tratamento térmico de solubilização total, seguido têmpera e envelhecimento natural. Destaca-se pela elevada resistência mecânica e resistência à fadiga, e apresenta excelentes características de maquinação [52].

A liga da série 5xxx é referente à liga AA 5083-H111. O método de tratamento consiste por um ligeiro encruamento seguido de recozimento de recristalização. É titular de uma notável resistência à corrosão tanto atmosférica como em ambientes marítimos, e possui boas características de soldabilidade e formabilidade [53], [54].

A liga da série 6xxx é alusiva à liga AA 6082-T6. Esta sofreu um tratamento térmico de solubilização total, seguida de têmpera e envelhecimento artificial. Apresenta um conjunto de propriedades versáteis e equilibradas, com elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade e resistência moderada [55], [56].

As composições químicas nominais e as propriedades mecânicas das ligas descritas podem ser observadas na Tabela 3.1 e na tabela 3.2, respetivamente. Os dados são procedentes de testes prévios feitos às ligas trabalhadas pelo mesmo grupo de investigação.

**Tabela 3.1.** Composição química das ligas referidas (% ponderada) [18].

Ligas	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Al
2017-T4	4,5	0,8	1,0	0,7	0,8	0,25	0,15	Restante
5083-H111	0,025	4,5	0,57	0,18	0,09	0,01	0,01	Restante
6082-T6	0,09	0,6	1,0	0,44	0,81	0,08	0,03	Restante

**Tabela 3.2.** Propriedades mecânicas das ligas [18].

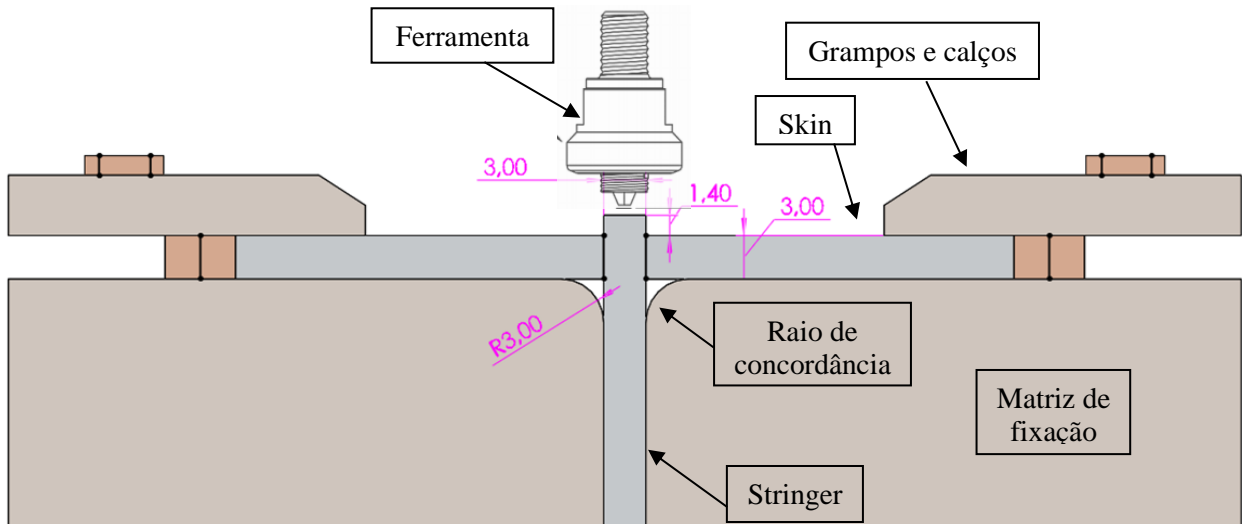
Propriedades	2017-T4	5083-H111	6082-T6
Tensão limite de elasticidade [MPa]	276	158	288
Resistência à tração [MPa]	427	317,5	321
Alongamento até à rotura [%]	22	10,4	8,6
Dureza Vickers [ $H_{V0,2}$ ]	118	83,5	116

A geometria da junta T lida com um esquema montado de três peças singulares que vão ser posteriormente acopladas na interface de contacto entre elas. Assim, as peças soldadas são compostas por uma chapa horizontal denominada de “*skin*” ou placa e a chapa perpendicular ligada a esta é denominada de “*stringer*” ou reforço. Para as soldaduras tridissimilares, foi mantida a liga AA6082 no lado do reforço enquanto que as restantes ligas variaram a sua posição relativa na placa, nos lados de avanço e de recuo. No que respeita às soldaduras dissimilares, apenas se soldaram as ligas AA6082 e AA5083, as quais permutaram de posição entre a placa e o reforço em cada conjunto, para fins comparativos.

No que respeita à própria configuração em si, não foi produzido nenhum tipo de chanfro na junta e o *stringer* eleva-se por 1,4 mm relativamente à cota superior do *skin*. A saliência do *stringer* relaciona-se com a tentativa de evitar o abatimento excessivo do material, ou seja, a redução de espessura no *skin*. Esta abordagem permite contribuir com material suplementar extrudido para auxiliar o preenchimento dos raios de concordância formados entre o *skin* e *stringer*. Esta estratégia evita assim, a perda de resistência mecânica da junta, pela consequente “conservação” de material na seção resistente do cordão de soldadura [57].

De forma a permitir o correto posicionamento dos componentes, foi desenvolvido, sobre a mesa de soldadura, um sistema de fixação robusto que se moldou às necessidades da peça em adquirir a sua forma geométrica. O sistema é constituído por grampos e calços adequados e um par de matrizes de forma, colocados para impedir possíveis empenos ou deslocamentos direcionais das chapas durante a soldadura. Os dispositivos de fixação foram organizados conforme se ilustra na

Figura 3.2 e representa na Figura 3.3.



**Figura 3.2.** Configuração projetada para a junta em T (medidas em milímetros) (autoria própria).



**Figura 3.3.** Disposição do sistema de fixação das chapas para a soldadura SFL (autoria própria).

Nas zonas de canto próximas da junta, as matrizes possuem filetes de 3 mm de raio e encontram-se dispostas com o objetivo de formar com boa definição os raios de concordância na transição entre o *skin* e o *stringer*. Esta configuração foi idealizada com o intuito de minimizar a intensidade da concentração de tensões nas zonas de variação geométrica e durante as cargas suportadas em serviço.

### 3.2. Ferramentas usadas na soldadura

As ferramentas utilizadas para realizar as soldaduras foram modificadas consoante as séries consideradas. As ferramentas foram fabricadas em aço para ferramentas de trabalho a quente H13, tratando-se de um material comumente usado na soldadura SFL para materiais macios, como as ligas de alumínio. As ferramentas passaram por tratamentos térmicos de têmpera e revenido, com o propósito de aumentar a resistência ao desgaste e a tenacidade, conseguindo obter uma dureza superficial de 50 HRC.

Conforme foi referido no capítulo anterior, o uso de distintos perfis de pinos da ferramenta possui grande efeito no padrão de fluxo do material, que por sua vez, repercute sobre a microestrutura desenvolvida na junta [39]. Em estudos similares à desta dissertação, sugere-se o uso de ferramentas com pino cónico roscado, motivado pelo fluxo de material aprimorado e pelas propriedades uniformizadas na peça, ótimas para soldar chapas mais espessas [34].

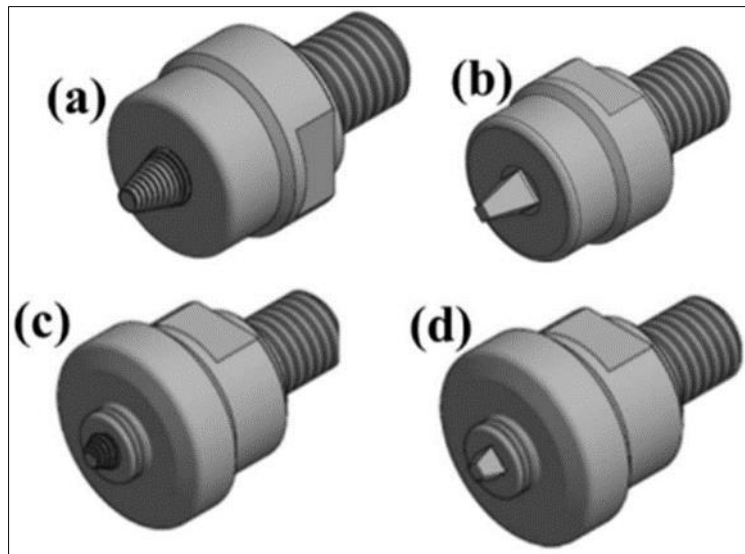
No que toca às ferramentas progressivas, usadas em mais de metade das soldaduras analisadas, revelaram-se úteis em investigações antecedentes. A maior área de contacto e de pressão sobre o material, gera mais arrasto e melhores condições para a formação de juntas sólidas sem defeitos, justificando a sua utilização crescente para estes fins [5].

Os quatro tipos de ferramentas usados apresentam diferentes geometrias, tanto na base como no pino, em função do trabalho comparativo que se pretendia realizar. As ferramentas são apresentadas na Figura 3.4.

No que respeita à geometria das ferramentas, elegeu-se uma base côncava genérica de 18 milímetros de diâmetro, proposto por Arora *et al.* [58] e Mishra *et al.* [10]. Foi escolhido o ângulo de concavidade de 5 graus relativo ao plano da chapa horizontal. Os pinos seleccionados para a pesquisa possuíam um formato piramidal, cónico roscado, e as formas progressivas dos dois anteriores.

Os pinos progressivos utilizados são constituídos, primeiramente, por uma região cilíndrica roscada, de maior diâmetro (9 mm), seguido pela geometria do pino correspondente, cónico roscado ou piramidal. Supõe-se que este tipo de pinos admitam um fluxo mais intenso e adicionem calor diretamente na zona dos raios de concordância e *stringer* [26].

Para mais informações sobre os desenhos e parâmetros geométricos específicos de cada ferramenta é favor consultar o ANEXO A.



**Figura 3.4.** Perfis das ferramentas usadas nas soldaduras: (a) Pino cónico roscado - CR; (b) Pino piramidal - P; (c) Pino progressivo cónico roscado - PCR; (d) Pino progressivo piramidal – PP (adaptado de Neves [5]).

### 3.3. Realização das soldaduras

De acordo com os requisitos de fabricação das soldaduras em junta *T-Butt*, as chapas de alumínio de 3 mm de espessura foram cortadas em parcelas menores, placas com 80x330 mm e 37x330 mm para formar o *skin* e o *stringer*, respetivamente. No que se refere às soldaduras dissimilares, apenas se produziram experiências constituídas pelas ligas AA5083 e AA6082, variando a sua posição entre *skin* e *stringer*. Por outro lado, para as soldaduras tridissimilares, decidiu-se dispor unicamente a liga AA6082 no lado do *stringer* repartindo as outras ligas, AA5083 e AA2017, entre os lados de avanço e recuo no *skin*.

Inicialmente, antes de realizar a soldadura, as superfícies de contacto implicadas na soldadura são ligeiramente desbastadas com lixa de granulometria P360 e limpas com álcool, de modo a remover as camadas de óxidos e películas gordurosas mais superficiais. Relativamente às considerações de montagem e do sistema de fixação adotados, estas já foram referidas na secção acima.

Para a realização de uma parte das soldaduras, recorreu-se à fresadora *Cincinnati Milacron 207MK*, que opera sob condições de controlo de posição, ou seja, o lócus da ferramenta é mantido constante ao longo do cordão, conseguida pela elevada rigidez do equipamento. A fresadora permite regular parâmetros como as velocidades de soldadura e de rotação, o ângulo de inclinação da ferramenta e a profundidade de penetração, sendo esta última não muito exata e quantificada a partir da cota superior do *stringer*. As soldaduras

---

realizadas sob este contexto foram executadas no laboratório de ensaios mecânicos do DEM, da Universidade Coimbra.

As restantes soldaduras foram produzidas na máquina de soldadura universal ESAB Legio FSW 3UT, instalada no Instituto Superior Técnico (IST) em Lisboa. Uma das razões que levaram à decisão desta solução alternativa na fabricação das soldaduras, foi o facto de a fresadora não estar apta para mensurar o binário e a força axial implicada durante o processamento.

De modo a identificar e facilitar a referência das soldaduras, foi implementado um código de identidade constituído por todos os parâmetros relevantes à sua execução, nos formatos de exemplo 562PCR-120-7,0 e 65PP-60-7,0. No primeiro caso, referente às soldaduras tridissimilares, os primeiros 3 dígitos referem-se à posição relativa dos materiais de base na junta, sendo o primeiro e o último respeitante ao lado de avanço (LA) e lado de recuo (LR) no *skin*, respetivamente, e o segundo trata-se exclusivamente da liga ocupante no *stringer*. Em seguida, destacam-se as letras relativas à ferramenta usada (P: Piramidal; CR: Cónica Roscada; PCR: Progressiva Cónica Roscada; PP: Progressiva Piramidal). Por fim, sucedem-se os valores da velocidade de avanço e de penetração da ferramenta. Para o segundo caso (soldaduras dissimilares), o primeiro dígito diz respeito à liga posicionada exclusivamente no *skin*, e o segundo à liga ocupante do *stringer*, pelo que para os restantes parâmetros se manteve a abordagem do primeiro caso. Tanto a velocidade de rotação como o ângulo de inclinação não são incluídos no código, pelo motivo de se considerarem parâmetros de valor constante para todas as séries, com os valores de 500 rpm e 3°, respetivamente.

Os valores dos parâmetros foram escolhidos com base em otimizações feitas no processo perspetivando a obtenção juntas de qualidade e sem defeitos significativos. Os mesmos foram previamente definidos para trabalhos anteriores.

É indicado o rácio (w/v) para cada caso, que se relaciona de forma qualitativa com a energia específica adicionada no processo [59].

Na Tabela 3.3 e Tabela 3.4 estão representadas as informações e os parâmetros relevantes à realização das soldaduras dissimilares e tridissimilares.

**Tabela 3.3.** Parâmetros usados para as soldaduras tridissimilares realizadas na máquina de soldadura (IST) e na fresadora (DEM).

Série	Equipamento de execução	Ferramenta	v (mm/min)	Rácio w/v (r/mm)	Penetração (mm)
2_562PCR-60-7,0	Fresadora	PCR	60	8,33	6,9 / 7,0
3_562PCR-120-6,8	Máquina	PCR	120	4,17	6,8
4_562PCR-230-7,0	Fresadora	PCR	230	2,17	7,0
6_265PCR-60-6,9	Fresadora	PCR	60	8,33	6,9
7_265PCR-120-6,8	Máquina	PCR	120	4,17	6,8
8_265PCR-230-7,0	Fresadora	PCR	230	2,17	7,0

**Tabela 3.4.** Parâmetros usados para as soldaduras dissimilares realizadas na máquina de soldadura (IST).

Série	Equipamento de execução	Ferramenta	v (mm/min)	Rácio w/v (r/mm)	Penetração (mm)
9_65P-60-7,55	Máquina	P	60	8,33	7,55
10_65P-120-7,65	Máquina	P	120	4,17	7,65
11_56P-60-7,65	Máquina	P	60	8,33	7,65
12_56P-120-7,65	Máquina	P	120	4,17	7,65
13_65CR-60-6,9	Máquina	CR	60	8,33	6,9
14_65CR-120-7,4	Máquina	CR	120	4,17	7,4
15_56CR-60-7,5	Máquina	CR	60	8,33	7,5
16_56CR-120-7,5	Máquina	CR	120	4,17	7,55
17_65PP-60-7	Máquina	PP	60	8,33	7
18_65PP-120-7	Máquina	PP	120	4,17	7
19_56PP-60-7	Máquina	PP	60	8,33	7
20_56PP-120-7	Máquina	PP	120	4,17	7
21_65PCR-60-7	Máquina	PCR	60	8,33	7
22_65PCR-120-7	Máquina	PCR	120	4,17	7
23_56PCR-60-7	Máquina	PCR	60	8,33	7
24_56PCR-120-7	Máquina	PCR	120	4,17	7

A Figura 3.5 mostra a SFL realizada no laboratório do DEM sob as condições fornecidas e o seu aspeto final.





**Figura 3.5.** Execução da SFL pela fresadora e o aspeto superficial da junta T-Butt soldada (autoria própria).

Após a obtenção das soldaduras, as chapas foram submetidas a corte em provetes, projetados para os ensaios metalúrgicos e mecânicos pretendidos. Os provetes foram cortados transversalmente através de um serrote mecânico. Os provetes mecânicos foram maquinados de forma a estandardizar as suas dimensões para valores situados dentro dos intervalos de tolerância previstos nas normas. Por último, as superfícies foram polidas por uma lixa de granulometria P1000, a fim de um melhor acabamento superficial e remoção de falhas. Na Figura 3.6 ilustra-se um esquema de como os provetes foram extraídos das chapas soldadas, para fins distintos. Os parâmetros geométricos usados para a fabricação dos provetes de tração e de fadiga podem ser encontrados no ANEXO B.

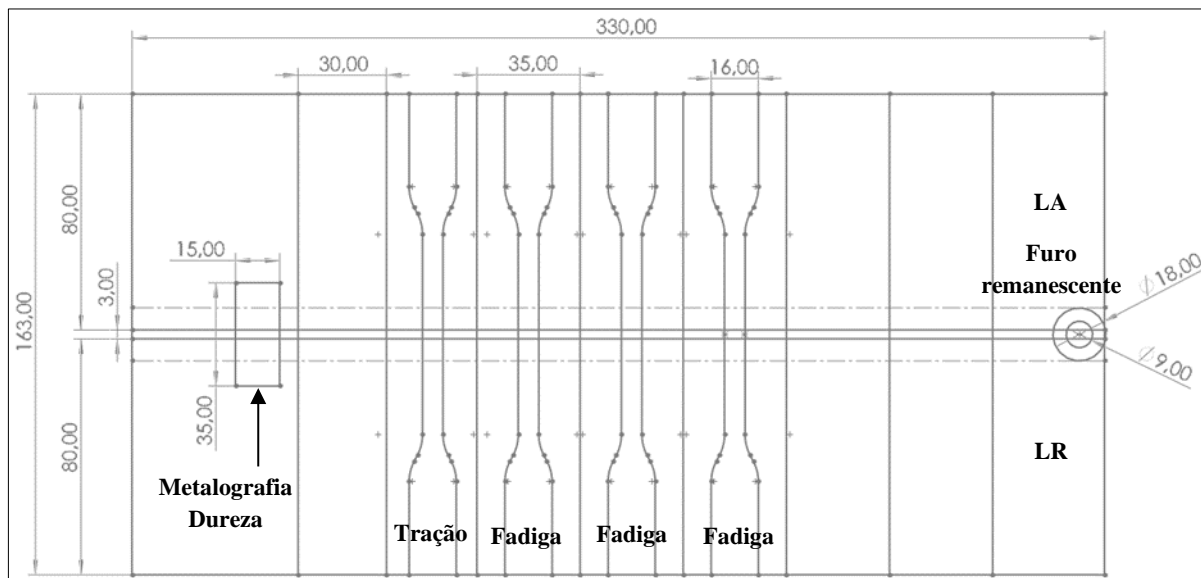


Figura 3.6. Esboço da remoção dos corpos de prova para os diferentes ensaios (autoria própria).

### 3.4. Análise Metalográfica

A trabalho metalográfico realizado foi essencialmente estruturado em 4 estágios, conforme exibido no fluxograma da Figura 3.7.

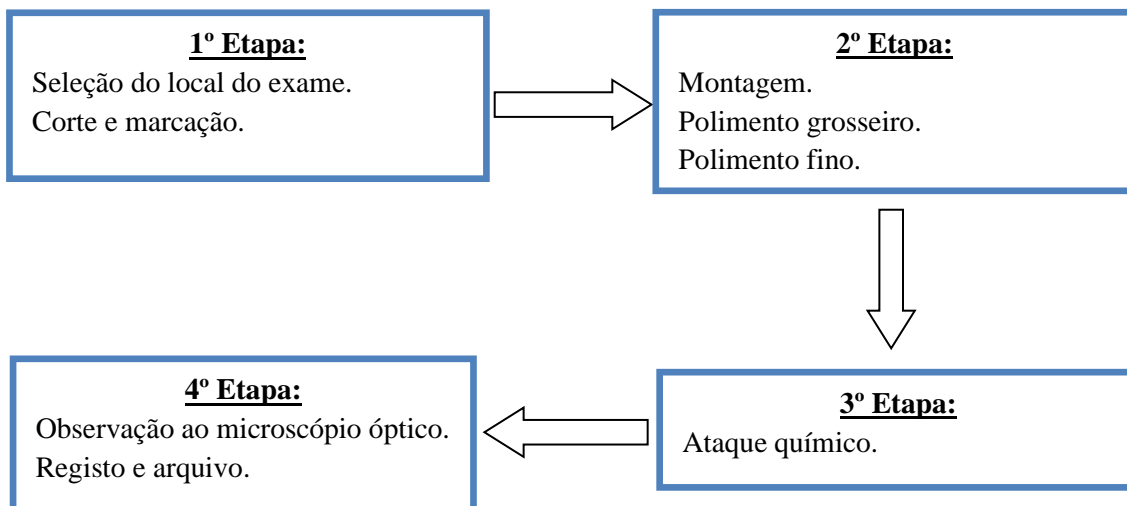


Figura 3.7. Sequência de etapas de preparação para o exame macro e micrográfico (autoria própria).

Em todas as séries soldadas, retiraram-se, para ensaio metalográfico e de dureza, provetes com as dimensões referidas de 35x15 mm, todos eles abrangendo a linha de soldadura na zona intermediária. Logo de seguida, procedeu-se à marcação permanente de cada provete por um gravador elétrico, ficando devidamente identificados e neles

estabelecido a orientação da soldadura. Salvo outra indicação, nas macrografias o lado de avanço corresponde ao lado esquerdo das imagens.

Os provetes depois de identificados, e de forma a facilitar o processo de polimento, foram colocados em moldes com resina sintética de 40 mm de diâmetro.

Efetuu-se a preparação da superfície de modo a obter uma face espelhada e com o mínimo de distorção das camadas subjacentes. Para isso, a superfície foi sujeita a operações sucessivas de polimento, usando para tal, lixas de água com abrasivos de carboneto de silício, de granulometria gradativamente mais fina (P600, P1000 e P2500). Concluída esta sequência, passou-se ao polimento mais fino, usando neste caso, um pano de polimento embebido com lubrificante e pasta de diamante de granulometria de 3  $\mu\text{m}$  e 1 $\mu\text{m}$  devidamente seriados. As técnicas de polimento descritas foram realizadas num disco rotativo da máquina de polir semi-automática, sempre sob meio húmido, permitindo, por fim, obter superfícies com o grau de acabamento desejado.

Em seguida, os provetes polidos foram atacados quimicamente com a finalidade de evidenciar a microestrutura, dentro da qual o tamanho e a orientação dos grãos, assim como o fluxo dos materiais na zona soldada. Realizaram-se alguns ataques iniciais na presença de vários agentes químicos tais como, o reagente de Keller tradicional, reagente de Keller modificado, reagente de Poulton, no entanto, todos eles revelaram-se não eficazes e não produziram o resultado esperado. Usou-se, assim, na solução de ataque, o reagente de Weck's que teve efeitos positivos e desenvolveu o contraste ótico entre os constituintes estruturais dos provetes. O ataque foi efetuado, à temperatura ambiente na Hotte do laboratório, por imersão da superfície polida no reagente, e com duração temporal variando entre 10 e 30 segundos. A composição dos reagentes referidos, podem ser consultados no APÊNDICE b).

Após ataque, a superfície do provete foi imediatamente examinada e fotografada, contribuindo para as macro e micrografias guardadas em arquivo. Esta análise morfológica foi efetuada utilizando os microscópios óticos presentes no laboratório, ambos com ampliações que variam entre 1,25x e 500x. A maioria das macrografias foram obtidas usando as ampliações de 1,25x, 5x, 10x e 20x na observação direta. Os microscópios são da marca Leica DM4000 M LED e Zeiss Axiotech 100HD. As macro e micrografias foram tiradas por uma câmara fotográfica acoplada da Leica MC 120HD, sendo o *software* do programa (Leica Application Suite) responsável pelo tratamento das imagens.

### 3.5. Análise de microdureza

Este ensaio foi realizado nos provetes metalográficos e permitiu avaliar as modificações estruturais provocadas pela soldadura, estabelecendo-se como um indicador da resistência mecânica global do conjunto.

Os testes foram executados no microdurómetro HMV-G da SHIMADZU, segundo o procedimento de medição de dureza Vickers, aplicando uma carga de teste de 200 gramas (1,962 N), com uma duração de 15 segundos em cada indentação.

O primeiro ponto calculado, designado de ponto de referência, localizou-se no centro do cordão, a meia espessura da placa do *skin*. A partir deste ponto, foram gerados mais 30 pontos no *skin*, divididos entre o LA e LR, salvaguardando uma distância mínima constante de 1 mm entre indentações adjacentes. Na extensão do *stringer*, foi adotada a mesma metodologia, sendo apenas efetuadas 10 indentações abaixo do ponto de referência e 1 indentação acima deste. Todos os ensaios foram executados à temperatura ambiente. Na Figura 3.8 está representada a metodologia adotada para o estudo da distribuição de microdureza no provete.

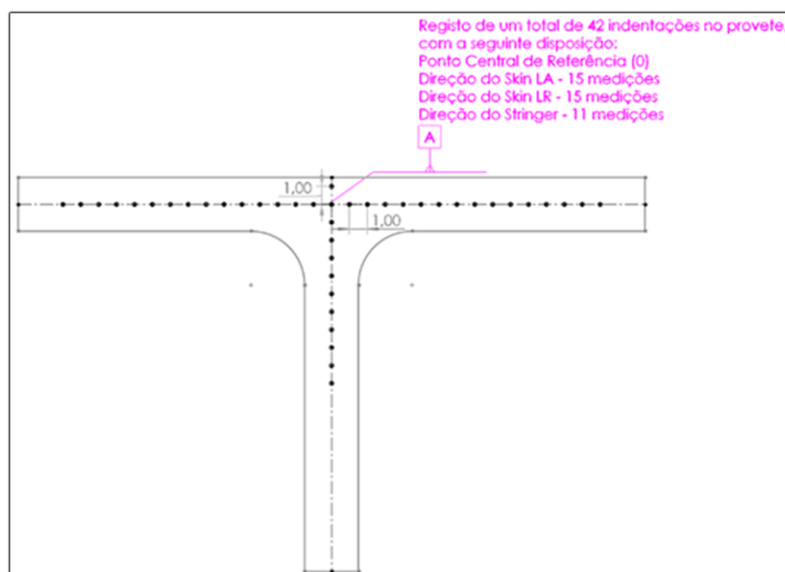


Figura 3.8. Esquema dos ensaios de microdureza Vickers aplicado nos provetes (autoria própria).

### 3.6. Comportamento à tração

Com os ensaios mecânicos de tração uniaxial no *skin*, pretendeu-se determinar as propriedades mecânicas das soldaduras e comparar criticamente as propriedades de

resistência à tração oferecidas pelas juntas face às mesmas propriedades registadas pelos materiais base.

Para isso, antes do ensaio, centraram-se os provetes nas amarras da máquina de ensaios universal SHIMADZU e verificou-se o seu alinhamento. Os testes foram realizados a uma taxa de deformação média de 2 mm/min.

As forças uniaxiais crescentes e os deslocamentos locais foram medidos pela célula de carga e por extensómetros mecânicos em simultâneo com o extensómetro ótico ARAMIS da GOM – Optical Measuring Techniques, que também permitiu obter os mapas de deformação locais nos provetes. Os valores obtidos no decorrer do ensaio foram então, compilados e tratados pela placa de aquisição de dados (programa) no computador. A configuração seguida para a execução dos ensaios de tração apresenta-se na Figura 3.9.



**Figura 3.9.** Ensaio de tração aplicado aos provetes, com uso do sistema de extensometria óptica.

### 3.7. Comportamento à fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados com a finalidade de determinar a resistência à fadiga do material após o processo de ligação por soldadura.

Os testes foram efetuados por aplicação de sollicitações uniaxiais de tração-compressão alternadas. Para tal, foi usada uma máquina servo-hidráulica Instron 1341, com sistema de comando, controlo e aquisição Intron Fast Track 8800. Optou-se por estudar apenas o comportamento à fadiga das soldaduras tridissimilares produzidas pela fresadora, correspondentes às séries 2\_562-60, 4\_562-230, 6\_265-60 e 8\_265-230. Estabeleceu-se a extensão do *skin* como a área da peça sollicitada por esforços mecânicos contínuos, com os

ensaios a decorrer à temperatura ambiente. Previamente à concretização dos ensaios, os provetes foram submetidos a um acabamento superficial por polimento, de modo a remover as arestas vincadas, e as imperfeições superficiais deixadas nos corpos de prova.

Para os ciclos de amplitude de tensão constante, definiu-se inicialmente uma gama de tensões ( $\Delta\sigma_n$ ) intercalada entre 160 e 200 MPa, uma razão de tensões (R) de 0,02 e com frequências a variar entre 15 e 25 Hz, de acordo com a carga aplicada. Também importantes para o cálculo, encontram-se a espessura e a largura do provete, designados por B e W, respetivamente.

Com base nos parâmetros de ciclo e geométricos referidos, podem ser calculados os valores de gama de carga ( $\Delta P$ ), de carga mínima ( $P_{mín}$ ), carga máxima ( $P_{máx}$ ), carga média ( $P_m$ ) e amplitude de carga ( $P_a$ ) por intermédio das equações (3.1), (3.2), (3.3), (3.4) e (3.5), ordenadas numa sequência lógica de raciocínio.

$$\Delta P[kN] = \frac{\Delta\sigma_n[\text{MPa}] \times B[\text{mm}] \times W[\text{mm}]}{1000} \quad (3.1)$$

$$P_{mín}[kN] = \frac{R}{1 - R} \times \Delta P[kN] \quad (3.2)$$

$$P_{máx}[kN] = P_{mín}[kN] + \Delta P[kN] \quad (3.3)$$

$$P_m[kN] = \frac{P_{máx}[kN] + P_{mín}[kN]}{2} \quad (3.4)$$

$$P_a[kN] = \frac{P_{máx}[kN] - P_{mín}[kN]}{2} \text{ ou } P_{máx}[kN] - P_m[kN] \quad (3.5)$$

Por razões de limitação temporal, a caracterização das superfícies de fratura dos provetes de fadiga recorrendo ao microscópio eletrónico de varrimento (SEM) Zeiss Merlin VP Compact, não foram realizados e não serão aqui expostos.

---

## 4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

Nos capítulos subsequentes encontram-se expostos e interpretados os resultados obtidos, consoante cada ensaio realizado. Primeiramente, é feita a caracterização das juntas, agrupadas nas respetivas séries, por meio das observações das macro e micrografias adquiridas no microscópio ótico. Em seguida, procede-se à discussão das propriedades mecânicas obtidas, procurando relacioná-las com a análise metalográfica das juntas soldadas. Os ensaios metalográficos expuseram a grande contribuição dos parâmetros de soldadura e da posição das ligas nas modificações morfológicas das juntas, que por si, influenciaram as propriedades mecânicas obtidas.

Neste subcapítulo apresentam-se as macrografias de todas as séries de soldadura, estando estas devidamente ordenadas e identificadas pelo código de soldadura. Os parâmetros de soldadura mais relevantes para cada série encontram-se especificados no seu respetivo código, podendo ser visualizadas na Tabela 3.3 e Tabela 3.4, no capítulo anterior.

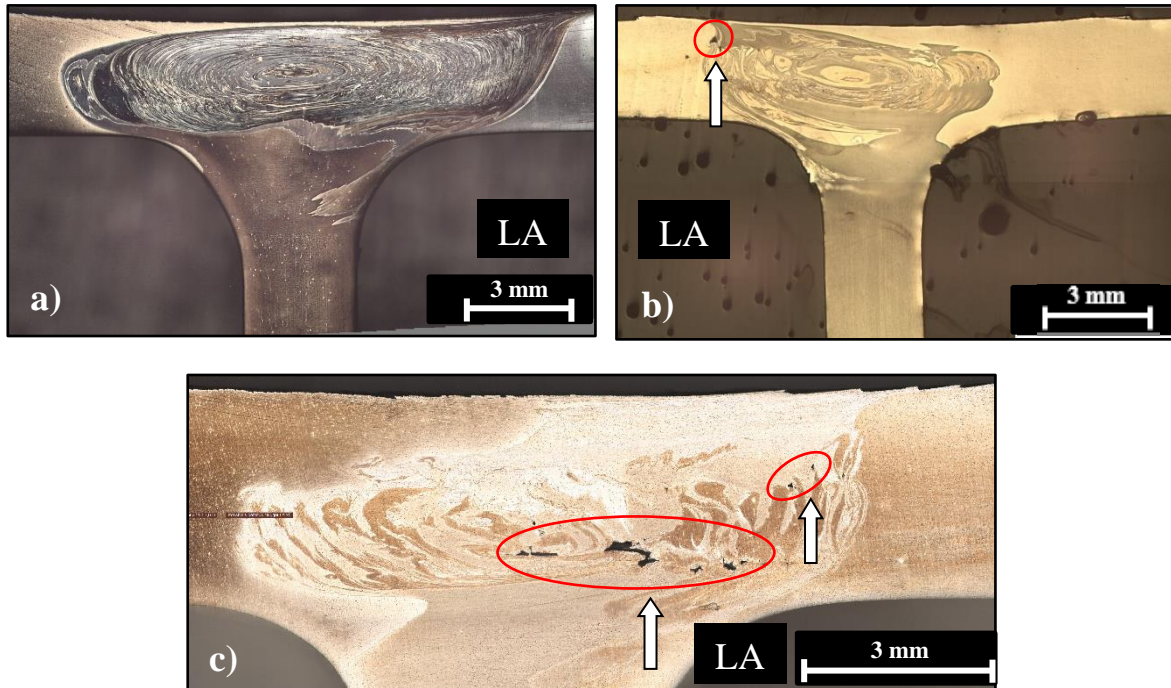
### 4.1. Macroestrutura e fluxo do material

Em todas as macrografias, foi regra geral, designar-se o lado de avanço (LA) do lado esquerdo e o lado de recuo (LR) do lado direito nas imagens, com exceção das amostras tridissimilares correspondentes às séries 2\_562-60, 4\_562-230, 6\_265-60 e 8\_265-230, devidamente assinaladas.

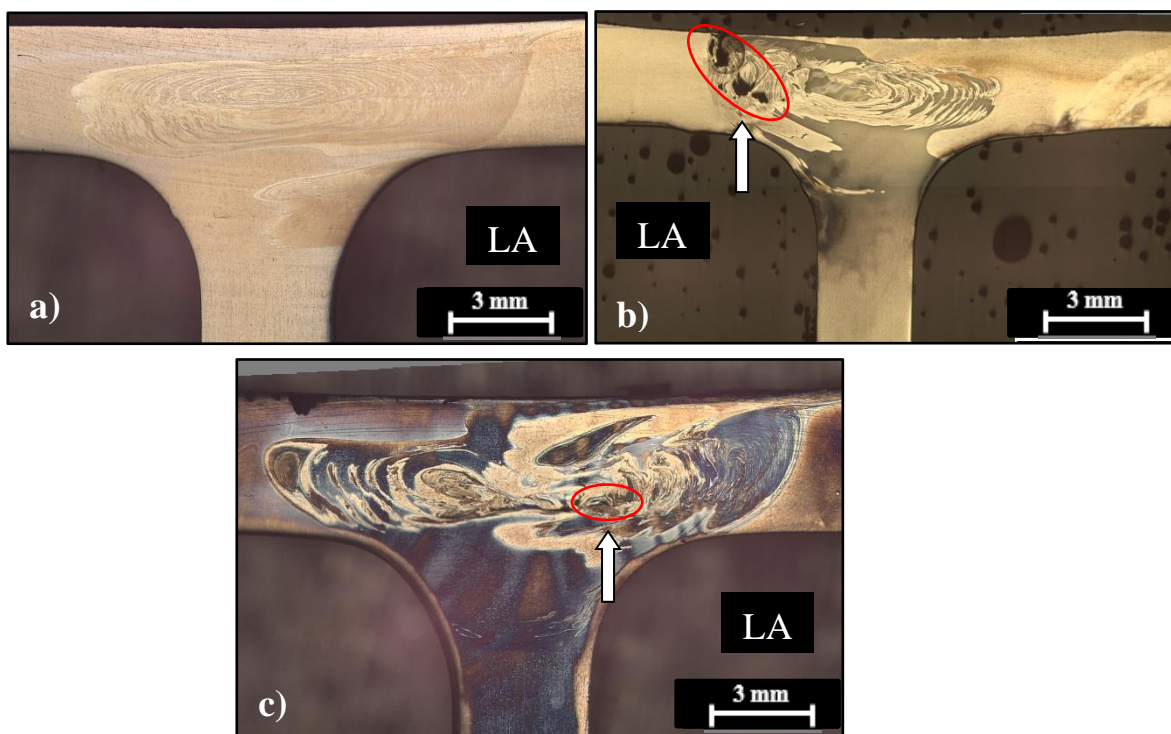
#### 4.1.1. Séries de soldadura tridissimilares

Todas as séries foram realizados na fresadora (símbolo F) com exceção das 2 séries efetuadas à velocidade de 120 mm/min, produzidas pela máquina de soldadura (símbolo M). De relembrar que para estas séries apenas se usou a ferramenta progressiva cónica roscada (PCR).

Na Figura 4.1 e na Figura 4.2 estão expostas as macrografias das séries de soldadura tridissimilares, usando a ampliação de 1,25x. Os defeitos mais evidentes, assemelhando-se a defeitos de túnel, estão sinalizados com setas.



**Figura 4.1.** Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 2\_562PCR-60-F; b) Série 3\_562PCR-120-M; c) Série 4\_562PCR-230-F.



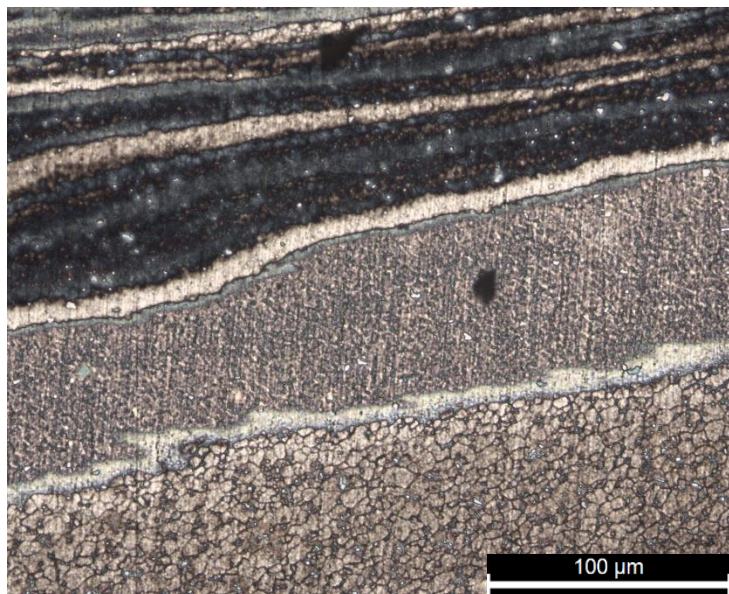
**Figura 4.2.** Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 6\_265PCR-60-F; b) Série 7\_265PCR-120-M; c) Série 8\_265PCR-230-F.



---

Pelas macrografias exibidas, sob condições de velocidades de soldadura iguais, conseguimos observar padrões de fluxo de material semelhantes e também a presença de defeitos em locais muito característicos. Apesar de se variarem as posições dos materiais base (liga AA5083 e AA6082) no *skin* dos 2 conjuntos, por comparação das figuras, evidencia-se um comportamento sem grandes alterações. É igualmente importante salientar que as zonas dos raios de concordância foram devidamente preenchidas e adquiriram a forma geométrica pretendida, com um bom acabamento.

Para as 2 séries alusivas à velocidade de soldadura mais baixa de 60 mm/min (respeitante às alíneas a) na Figura 4.1 e Figura 4.2), é possível observar em ambas, uma zona de ligação isenta dos defeitos típicos deste processo de soldadura, como “*kissing bond*”, defeitos de túnel e cavidades. De facto, as zonas mais críticas como as zonas de canto entre o *skin* e o *stringer* e a ZN encontram-se corretamente unidas sem se verificarem defeitos. Atendendo à diferença de coloração, a região central correspondente à zona do *nugget* (ZN), exhibe um padrão elíptico regular de camadas finas sobrepostas, como um fenómeno de estratificação, também conhecido como estrutura em “*onion rings*”, como se observa na Figura 4.3. Esta estrutura apresenta melhor formação e definição no LR, sendo progressivamente desagregada ao longo do LA. Por comparação às séries de velocidade de soldadura superior, é evidente nestas, uma maior largura do cordão de soldadura, assim como linhas de agitação e deformação viscoplástica mais vastas, sobretudo direccionadas para a parte superior da junta no LA. A principal razão destas características concentra-se nos maiores rácios de energia adicionada à junta sob a forma de calor, afetando assim, mais regiões. Já a liga AA6082, material titular do *stringer*, tende a originar um fluxo consensual na direcção do LR. Este aparenta combinar-se com o material base integrante do LR, acabando por um lado, por compor a mescla de materiais na ZN e também por se depositar na zona superior da soldadura.



**Figura 4.3.** Micrografia da ZN do provete da série 2\_562PCR-60-F, exibindo as bandas justapostas da estrutura “onion-rings” e o grão refinado e equiaxial característico dessa zona.

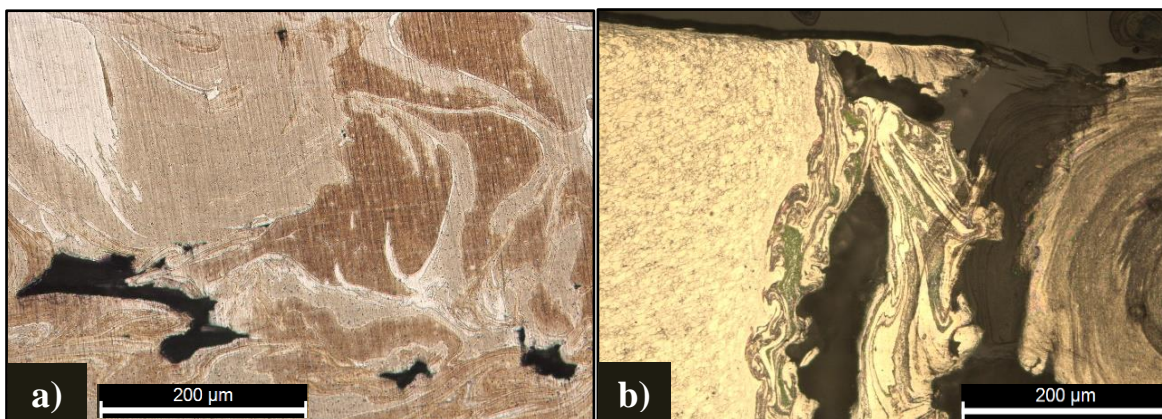
As séries soldadas com maiores velocidades de avanço (respetivas às alíneas b) e c) na Figura 4.1) e Figura 4.2), de 120 mm/min e 230 mm/min respetivamente, demonstram maior dificuldade na ligação dos materiais, revelando inúmeros defeitos de túnel de dimensão variável. Para ambas as velocidades, observa-se a formação bastante irregular da estrutura em “onion-rings”, e apenas mais perceptível no LR da junta. As elevadas velocidades de avanço praticadas não permitem o curso e tempo ideal para a organização da estrutura em camadas, na qual tendem a ser afastadas e geradas bandas mais espessas. É também possível denotar uma mudança no modelo de deslocação da liga AA6082 no *stringer*, que agora aparenta apenas fluir e alojar-se de maneira não uniforme na ZN, contrariamente aos casos de velocidade de 60 mm/min.

Nas soldaduras referentes à velocidade de 120 mm/min os defeitos de túnel tenderam a aparecer na extremidade da ZN e na ZTMA do LA, em ambos os casos. O provete da série 7\_265PCR-120-M foi o espécime analisado que apresentou os maiores defeitos de túnel, revelando um fluxo de material e pressão axial insuficientes durante a soldadura. Esta particularidade pode estar relacionada com o facto de estas serem produzidas pela máquina de soldadura, catalogada como sendo menos rígida que a fresadora. Também a profundidade de penetração foi ligeiramente inferior face às restantes, com diferença de 2 décimas de milímetro.

Para as soldaduras referentes à velocidade de 230 mm/min os defeitos de túnel tenderam a surgir na região central da ZN, desenvolvendo-se pequenos focos de cavidades

progredindo para o LA. Para esta velocidade, os materiais na ZN encontram-se dispersos de um modo mais aleatório e sem grande definição, gerando um padrão de fluxo complexo.

A Figura 4.4 revela com maior detalhe os defeitos de ligação presentes em diferentes regiões na ZN, nos provetes das séries 4\_562-230 e 7\_265-120.



**Figura 4.4.** Macrografias dos provetes da: a) Série 4\_562PCR-230-F, na zona das cavidades presentes na ZN; b) Série 7\_265PCR-120-M, na zona dos defeitos de túnel existentes na ZN/ZTMA.

Nas séries tridissimilares foi comum a formação de uma corrente de material com forma em S (linha em ziguezague), que se estende frequentemente desde a parte inferior da ZN até à zona de canto do LA. Pela observação das macrografias, essa porção de material deslocado provém principalmente da liga constituinte do LA, e tende a acumular-se no raio de concordância respectivo. Essencialmente este tipo de soldadura de materiais tridissimilares abrange 3 fluxos notórios, como foi referido por Chaves [60]. Um com afinidade à zona superior da soldadura e constituído praticamente pela liga do LR, sendo afetada pela atividade da base da ferramenta. Um referente à ZN em especial na formação das estruturas em “*onion-rings*”, com a mistura das 3 ligas provocada pela parte cilíndrica roscada do pino. O último traduz-se na ocupação parcial dos raios de concordância por material pertencente às ligas relativas a cada lado do *skin*, sobretudo no LA, sendo esta operação favorecida pela parte cónica roscada do pino. No que respeita à morfologia do fluxo, não se observou um efeito significativo com a posição relativa das chapas na junta.

Na Figura 4.5 encontram-se as micrografias obtidas dos provetes das séries 3\_562-120 e 7\_265-120. Na primeira imagem (série 3), é notório a comparência de grãos finos na ZN devido ao fenómeno de recristalização dinâmica, e na segunda imagem (série 7), é visível a microestrutura diferenciada nas zonas de transição entre a ZN e a ZTMA.

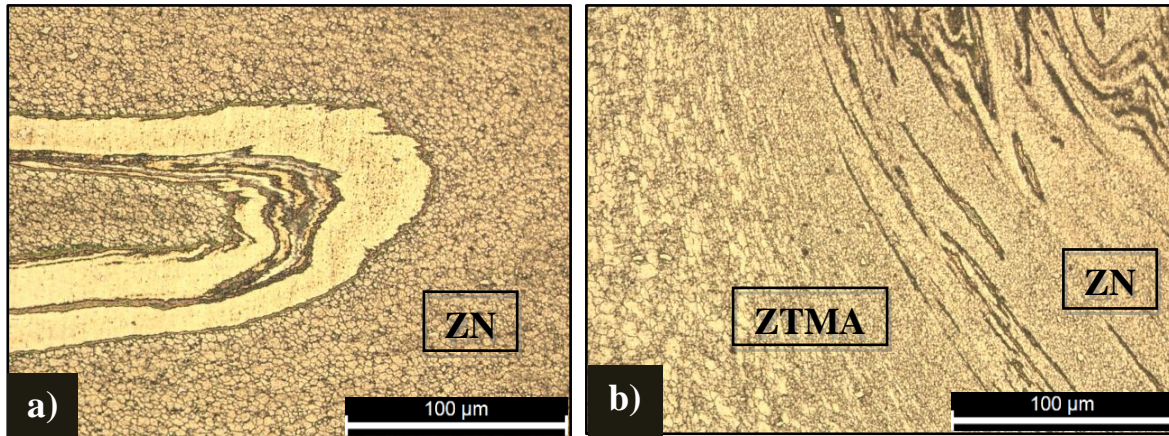


Figura 4.5. Micrografias dos provetes da: a) Série 3\_562PCR-120-M, na região central da ZN com grãos finos equiaxiais; b) Série 7\_265PCR-120-M, na zona de transição entre a ZN e ZTMA.

#### 4.1.2. Séries de soldadura dissimilares

Para a realização das soldaduras dissimilares foram considerados 4 conjuntos, cada um representado por um tipo de ferramenta distinta usada. Em cada conjunto, agruparam-se 4 séries de soldadura diferentes, variando-se os parâmetros de velocidade de avanço e a posição relativa das ligas AA5083 e AA6082, apenas entre *skin* e *stringer*. Todas as séries analisadas foram soldadas na máquina de soldadura (M).

##### 4.1.2.1. Séries de soldadura com ferramenta piramidal

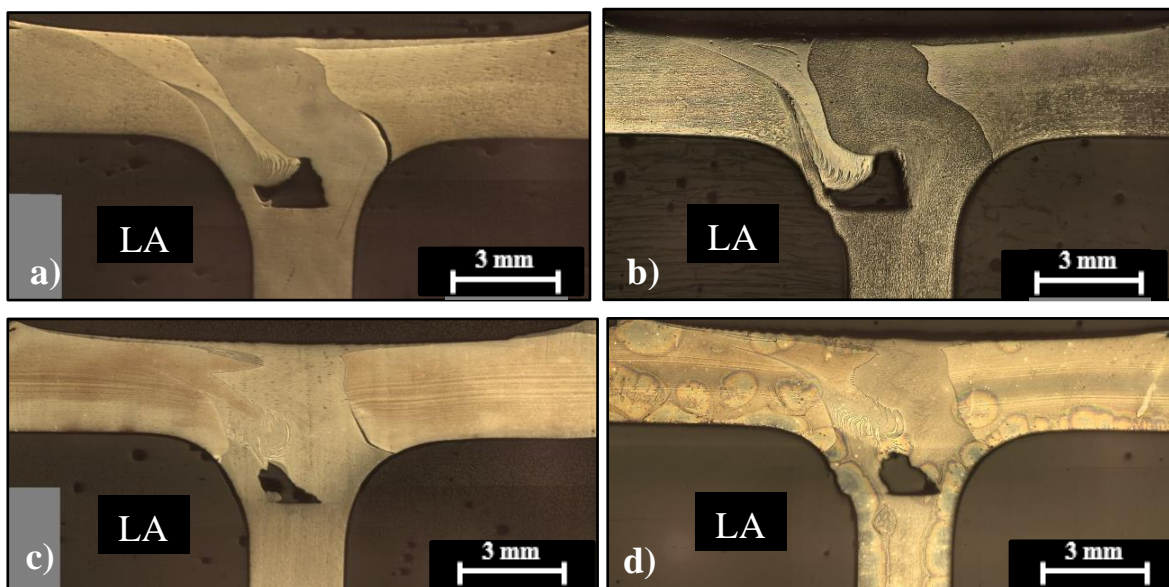


Figura 4.6. Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 9\_65P-60; b) Série 10\_65P-120; c) Série 11\_56P-60; d) Série 12\_56P-120.

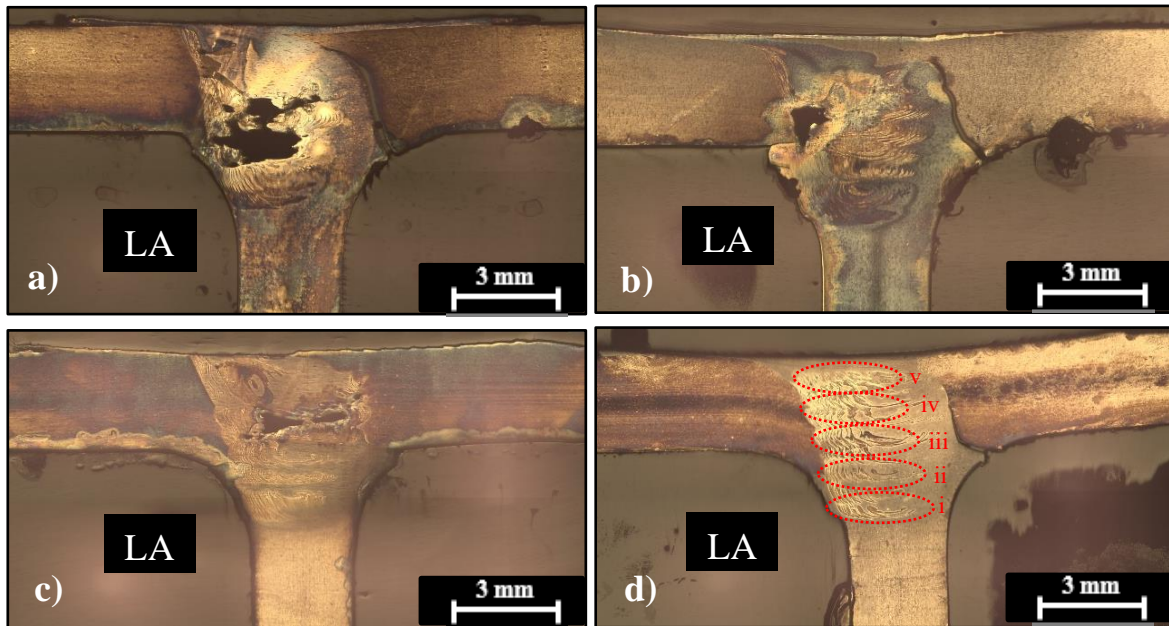
---

Na Figura 4.6 apresentam-se as macrografias obtidas no microscópio óptico, do conjunto de séries soldadas pela ferramenta com pino piramidal (P).

Por observação das macrografias é notório que todas os provetes processados com a ferramenta com pino piramidal são afetadas por defeitos macroscópicos no cordão de soldadura. É também visível a criação de padrões de fluxo muito similares para todas as séries, independentemente da velocidade de avanço considerada e da permuta das ligas entre o *skin* e *stringer*. Em todas as séries formou-se um fluxo de material oblíquo descendente com forma de “língua” proveniente do LA do *skin*, na qual para as séries 9\_65-60 e 10\_65-120, este tende mesmo a dirigir-se para a raiz do cordão de soldadura/*stringer*, onde colide com o defeito de túnel existente, estagnando-o. Em adição, o material do *stringer* tende a ser arrastado preferencialmente para o LA. No global, os defeitos de túnel desenvolvem-se aproximadamente na linha medial da junta e à latitude das zonas de canto, sendo todos eles de grande dimensão. Já os defeitos de “*kissing bond*” aparecem nos raios de concordância do LR e estendem-se na direção do núcleo da junta, até meia espessura do *skin*, tal como observou Zhao *et al.* [24]. A linha de separação entre as diferentes ligas torna-se mais nítida para as séries de velocidade mais baixa (Figura 4.6 a) e c)). Importante realçar que em ambas séries 10\_65-120 e 12\_56-120, com velocidade de soldadura de 120 mm/min, os raios de concordância no LA exibem um preenchimento e acabamento superficial pobre. Entretanto, em nenhum dos casos analisados se verifica o aparecimento de linhas de óxidos remanescentes nem a produção de rebarba excessiva por redução da espessura do *skin*.

Neste enquadramento, torna-se evidente a incapacidade na geração de um fluxo adequado à união das ligas, para ambos os rácios de energia adicionada à junta. Assim, concluiu-se que a parametrização usada no processo apresenta elevada propensão à formação de discontinuidades na zona de ligação, comprometendo o desempenho da junta.

## 4.1.2.2. Séries de soldadura com ferramenta cônica roscada



**Figura 4.7.** Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 13\_65CR-60; b) Série 14\_65CR-120; c) Série 15\_56CR-60; d) Série 16\_56CR-120.

Na

Figura 4.7 apresentam-se as macrografias obtidas no microscópio óptico, do conjunto de séries soldadas pela ferramenta com pino cônico roscado (CR).

Através da visualização das macrografias podemos referir que tal como o conjunto anterior, as juntas das séries expostas englobam defeitos metalúrgicos localizados em zonas espaciais características. Genericamente, são visíveis defeitos de “*kissing bond*” nos raios de concordância do LR criando uma interface de separação entre os materiais, sendo estes, no entanto, mais extensos e gravosos quando a liga AA6082 é colocada no *skin*. Para os provetes da série 13\_65-60 e 14\_65-120, os defeitos de túnel localizam-se na ZN, mostrando alguma tendência a descair para o LA. A incidência dos defeitos volumosos principalmente presentes no provete da série 13\_65-60 pode ser causada, em parte, pela profundidade de penetração inferior face às restantes, resultando em menores pressões de conformação e arrasto de material. De realçar que à medida que se aumenta a velocidade de avanço de 60 mm/min para 120 mm/min, os defeitos de túnel tendem a diminuir de

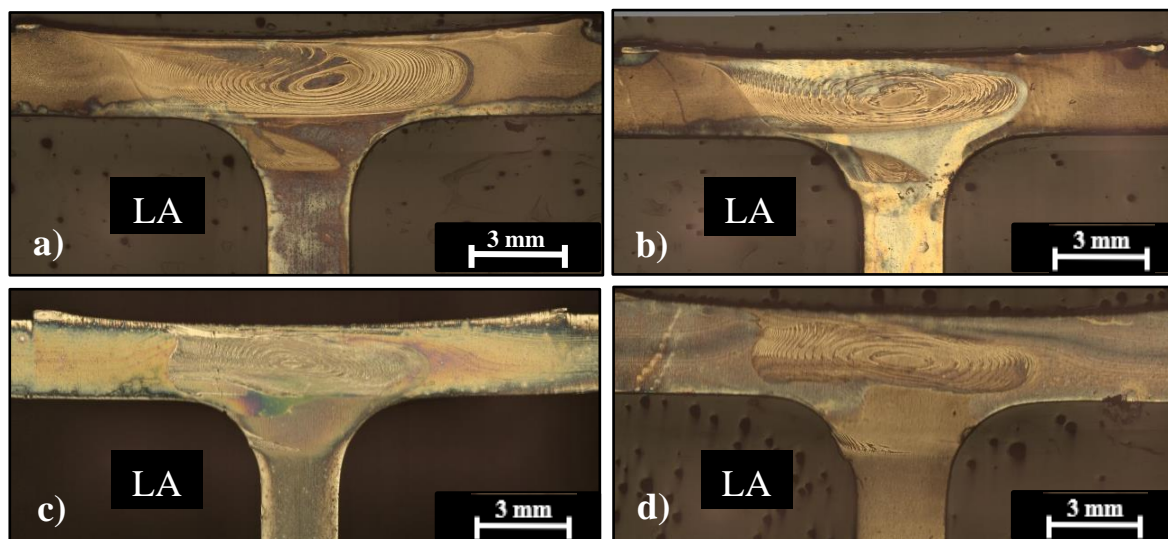
---

tamanho e até desaparecer totalmente, como o caso do provete da série 16\_56-120. Tal facto pode estar relacionado com as maiores penetrações da ferramenta na junta, para as séries de maior velocidade de avanço (14 e 16), na qual resultaram maiores temperaturas de pico registadas. Ainda assim, para maiores velocidades, os defeitos de “*kissing bond*” tendem a surgir com maior intensidade no LR, deslocando-se em direcção à ZN. No entanto, para a velocidade de 120 mm/min é notória a dificuldade de se respeitar os contornos geométricos dos raios de concordância impostos pela matriz, resultando em filetes de constituição irregular. No provete da série 16\_56-120, verifica-se na ZN a imposição de fluxos de material direccionados para o LA, sendo compostos por vários arranjos idênticos sobrepostos, que se assemelham às estruturas convencionais em “*onion-rings*”, conforme apresentadas na

Figura 4.7 d). As bandas adjacentes na ZN representam as interfaces entre as ligas presentes. Este tipo de estrutura em camadas, parcialmente incompletas e por bandas na vertical, são próprios de pinos com rosca, sendo também observado por outros autores [61]. Este comportamento pode ter sido motivado pela formação de vórtices e por convecção de matéria (fluxo vertical) proporcionada pelas roscas helicoidais do pino cónico, além da passagem mais fugaz da ferramenta em cada zona. No LR, estas estruturas não eram visíveis, pelo que sobressai o defeito de “*kissing bond*” com origem no raio de concordância.

De acordo com as condições ensaiadas, fica demonstrado que o uso de ferramentas de pino simples geram defeitos macroscópicos em zonas críticas da peça, comprometendo as suas propriedades e vida em serviço.

#### 4.1.2.3. Séries de soldadura com ferramenta progressiva piramidal



**Figura 4.8.** Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 17\_65PP-60; b) Série 18\_65PP-120; c) Série 19\_56PP-60; d) Série 20\_56PP-120.

Na Figura 4.8 apresentam-se as macrografias obtidas no microscópio óptico, do conjunto de séries soldadas pela ferramenta com pino progressivo piramidal (PP).

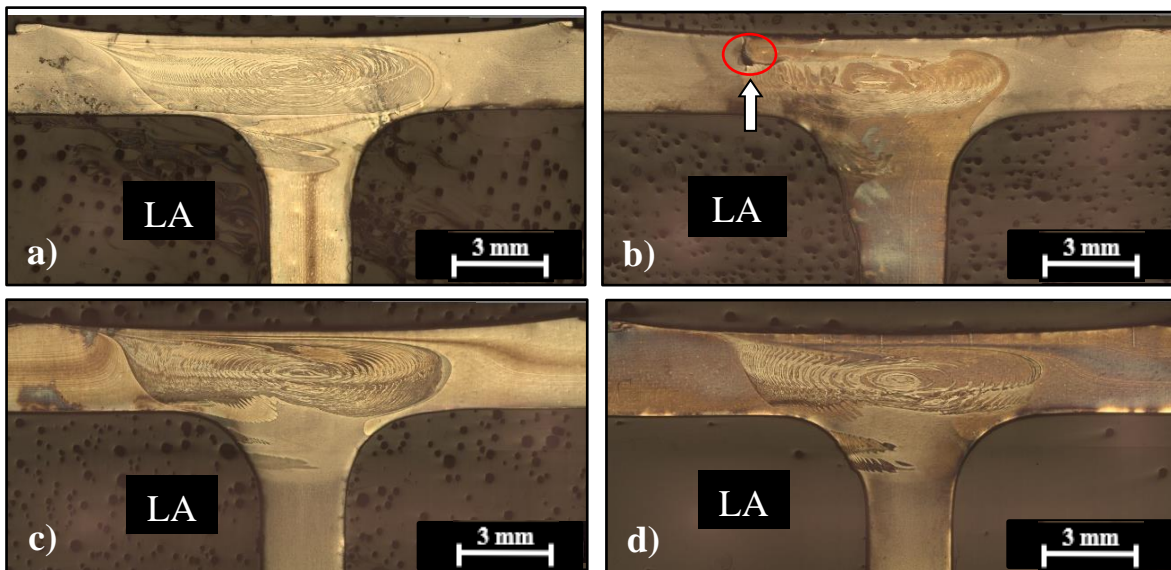
Por observação das macrografias, todas os provetes processados com a ferramenta progressiva piramidal encontram-se isentas de defeitos comuns de SFL e com um óptimo aspecto metalográfico. As variações geométricas inerentes aos pinos progressivos, com especial foco nos maiores diâmetros do pino, não só estabelecem fluxos localizados distintos como favorecem o amaciamento dos materiais na junta pela maior transferência de calor. Tendo em conta estes atributos, verifica-se um aumento apreciável da extensão do cordão e das diversas zonas afetadas pelo processo, face às mesmas usando ferramentas simples. É notada a criação de amplas estruturas em “*onion-rings*” similares para todas as séries, consistindo em múltiplas elipses concêntricas. A formação destas estruturas características, assinalam a boa interação dos fluxos derivados do pino e da base, que resultam numa mistura e adesão eficientes entre os materiais do *stringer* e *skin*. As bandas mais claras representam a liga AA6082, enquanto que as escuras a liga AA5083. Nos provetes das séries 17\_65-60 e 18\_65-120, junto ao raio de concordância do LA, constata-se a presença de uma corrente de material descendente com formato de “língua” procedente do *skin* no LA. Contrariamente, nos provetes das séries 19\_56-60 e 20\_56-120, tal comportamento já é quase impercetível, com as zonas de canto fundamentalmente constituídas pela liga pertencente ao *stringer*. Em acréscimo, para as séries 18\_65-120 e



20\_56-120, observa-se o problema recorrente das soldaduras com maior velocidade de avanço, consistindo na malformação do filete alusivo ao LA. Pelas imagens, não se visualizam sinais relativos a qualquer tipo de defeitos de túnel, “*kissing bond*”, cavidades ou até linhas de óxidos.

Assim, concluiu-se que a parametrização usada no processo origina soldaduras com aspecto metalográfico satisfatório.

#### 4.1.2.4. Séries de soldadura com ferramenta progressiva cônica roscada



**Figura 4.9.** Macrografias resultantes dos provetes da: a) Série 21\_65PCR-60; b) Série 22\_65PCR-120; c) Série 23\_56PCR-60; d) Série 24\_56PCR-120.

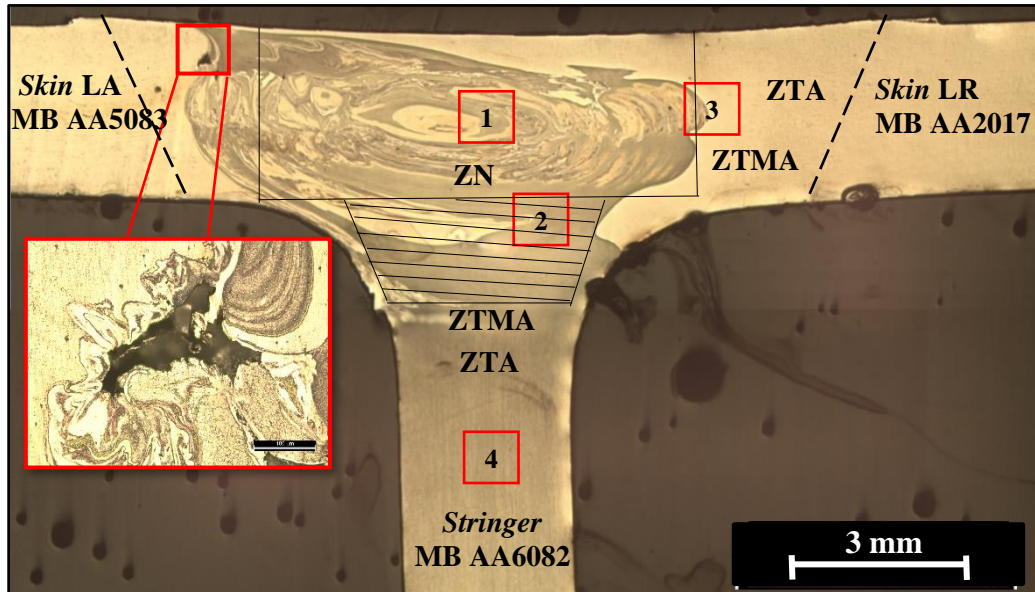
Por observação das macrografias da Figura 4.9, todas as amostras processadas com a ferramenta progressiva cônica roscada (PCR) encontram-se isentas de defeitos, com exceção do provete da série 22\_65-120 que apresenta um defeito de túnel na zona de transição entre ZN e ZTMA, no LA (indicado na Figura 4.9 b)). O surgimento do defeito pode estar relacionado com a velocidade de soldadura elevada, assim como da colisão entre fluxos de material com orientações diferenciadas. Tal como no conjunto anterior, observa-se, para todas as séries, orientações de fluxo idênticos e a criação de estruturas em “*onion-rings*”, ligeiramente prolongadas em direção à superfície da solda no LA. Neste conjunto, é também visualizada em todas as amostras, a formação da “língua” característica procedente do *skin* no LA, ficando conectada ao raio de concordância do LA, adquirindo maior representação quando a liga AA6082 é posicionada no *skin*. O provete da série 22\_65-120, portadora do defeito e com velocidade de avanço imposta de 120 mm/min, abrange a malformação do filete alusivo ao LA, sendo a única do conjunto a apresentar esse efeito.

Assim, para as condições de processamento usadas no estudo, conclui-se que as ferramentas de pinos progressivos promovem um maior volume de fluxo de material, originando as únicas séries soldadas sem defeitos aparentes na seção transversal da junta e com bom aspecto superficial.

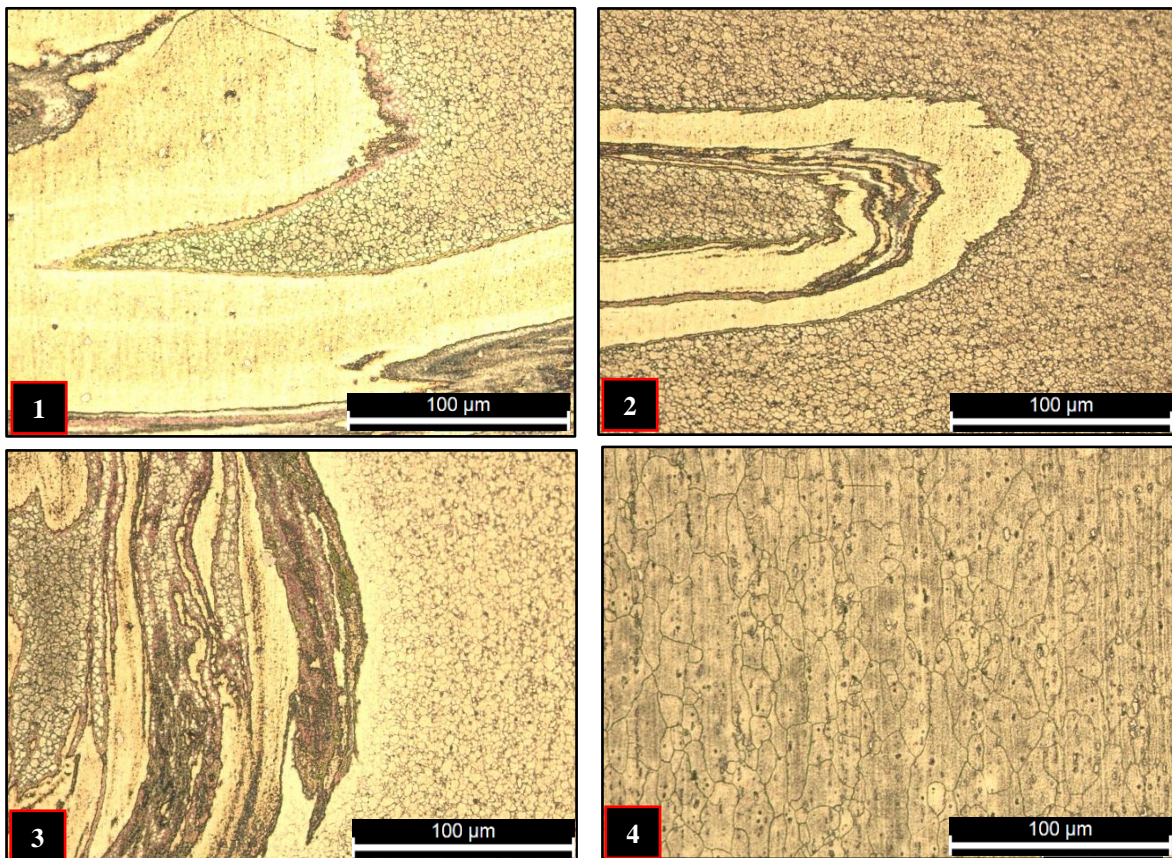
## 4.2. Microestrutura

Neste subtema serão apresentadas breves considerações sobre a microestrutura resultante das séries de soldadura produzidas. Independentemente das modificações promovidas ao nível da parametrização das soldaduras, todas as séries apresentam modificações microestruturais muito idênticas ao longo das regiões criadas pelo processo. Por esta causa e também por ser um processo alvo de muita pesquisa, no qual se conhecem os fenómenos que o regem e a reação do material às condições de operação, serão apenas mostradas a título de exemplo micrografias de 2 soldaduras. A fim de ter uma percepção mais alargada do assunto consideraram-se 2 séries soldadas com parâmetros diferentes, sendo uma tridissimilar e outra dissimilar. A Figura 4.10 exhibe a macrografia do provete da série tridissimilar 3\_562PCR-120, com as principais zonas de interesse assinaladas e apresentadas em micrografias na Figura 4.11.

O ataque químico executado nestas 2 séries proporcionou um contraste óptico ótimo entre os grãos e outros constituintes, pelo que o padrão de mistura do *nugget* e os contornos de grão foram identificados com facilidade. Contudo, os reagentes usados apenas permitiram a coloração desigual dos cristais com sucesso nas ligas AA6082 e AA2017, com cores mais pronunciadas, sendo que a liga AA5083, geralmente muito manchada, não revelou qualquer particularidade.



**Figura 4.10.** Exemplo das distintas zonas formadas após a soldadura SFL, no provete da série tridissimilar 3\_562PCR-120.



**Figura 4.11.** Microestrutura das zonas assinaladas na Figura 4.10 para o provete da série tridissimilar 3\_562PCR-120: 1) Região central da ZN, com estrutura em "onion-rings"; 2) Região inferior da ZN com fluxo de material proveniente do LA; 3) Zona de transição entre ZN e ZTMA no *skin* do LR; 4) Liga AA6082 (MB) referente ao *stringer*.

A Figura 4.12 exibe a macrografia do provete da série dissimilar 17\_65PP-60, com as zonas de interesse assinaladas e apresentadas por meio das micrografias na Figura 4.13.

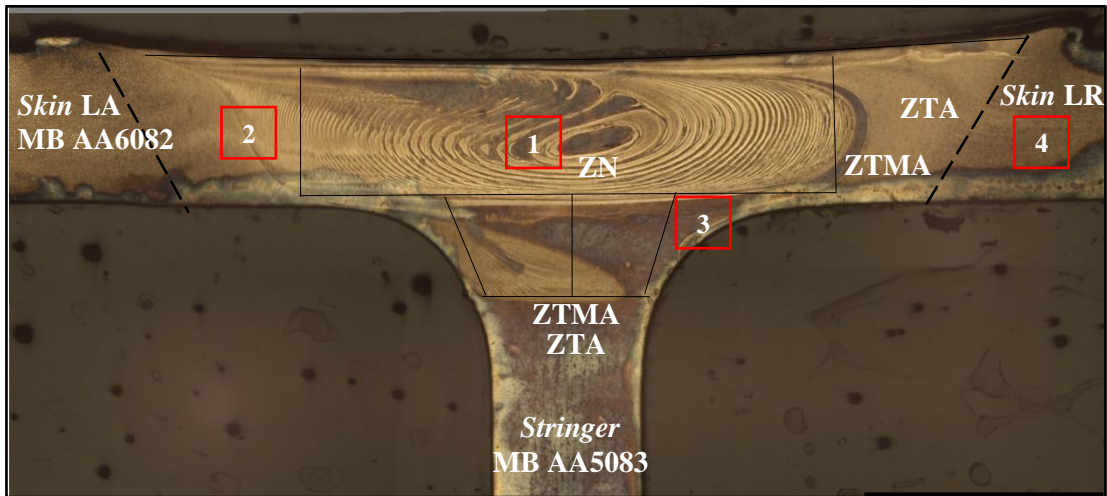


Figura 4.12. Distintas zonas formadas após a soldadura SFL no provete da série dissimilar 17\_65PP-60.

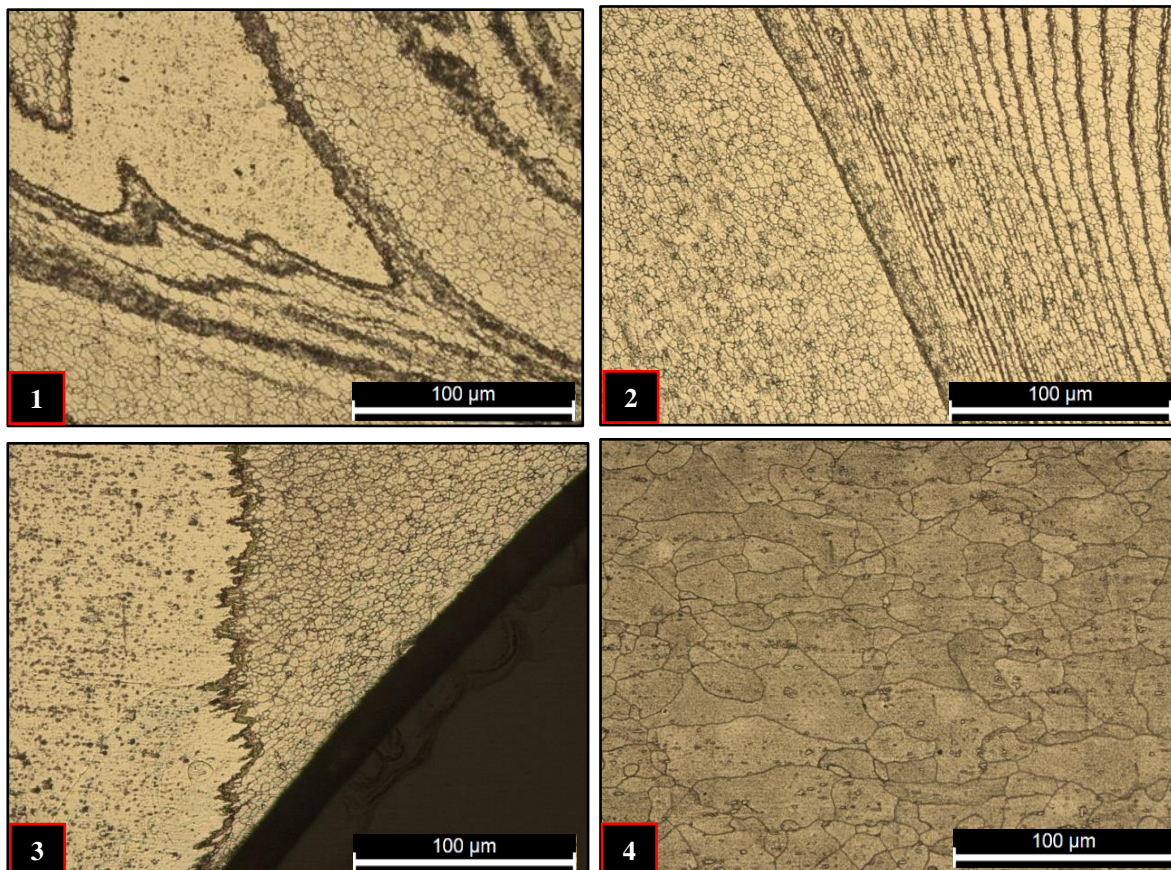


Figura 4.13. Microestrutura das zonas assinaladas na Figura 4.12 para o provete da série dissimilar 17\_65PP-60: 1) Região central da ZN, com estrutura em "onion-rings"; 2) Zona de transição entre ZN e ZTMA no skin do LA; 3) Interface desenvolvida entre fluxos de materiais distintos no raio de concordância do LR; 4) Liga AA6082 (MB) referente ao skin do LR.

Por comparação das macrografias acima representadas, denotou-se que as regiões da soldadura correspondente à ferramenta com pino progressivo piramidal além de possuírem maior extensão, beneficiaram de um fluxo de material plastificado mais regular e estável. Tal modo de actuação é possível ser observado pela formação ordenada da estrutura em “*onion rings*”. Embora os “*onion rings*” sejam formados no raio de ação da parte cilíndrica do pino progressivo, que é igual nas duas ferramentas, é evidente um comportamento distinto. Uma das razões que explique esta morfologia, trata-se da menor velocidade de soldadura imposta que aumenta a energia específica adicionada na junta, sob a forma de calor. Por outro lado, sugere-se que ferramentas com pinos de geometria plana e desigual promovam acções pulsantes. Estas acções variáveis ao concederem maior resistência ao fluxo de material geram mais calor por fricção e consequentemente dá-se o amaciamento de um maior volume de material. Desta forma, é possível alcançar o fluxo misto aparente na Figura 4.12, resultado da transferência por camadas do material deformado plasticamente. O mesmo resultado foi referido por Palanivel *et al.* [51], para as ligas de alumínio AA6351 e AA5083.

À medida que se caminha para a fronteira da ZN e ZTMA, verifica-se uma constrição gradual das bandas alternadas, como visualizado na Figura 4.13 2). Pode ser explicada pelas forças centrífugas geradas pelo pino em rotação, impelindo o material plastificado no sentido do limite do raio de extrusão, também referido por Huang *et al.* [61].

Em ambas as figuras, é possível visualizar a transição entre a ZN, a ZTMA e a ZAT. Como já foi referido, a dimensão desta última zona e do cordão de soldadura depende da entrada de calor adicionada no processo.

Tanto para a soldadura tridissimilar como a dissimilar, as variações na microestrutura entre áreas idênticas da secção transversal das amostras são ténues, mostrando que esta depende exclusivamente da posição considerada dentro zona de soldadura. De qualquer maneira, nesta ponderação convém também atender aos materiais e parâmetros usados.

A microestrutura pertencente à liga AA6082 encontra-se exposta na Figura 4.11 4) e na Figura 4.13 4), posicionada no *stringer* e *skin* respetivamente. Pelas figuras, observa-se nitidamente a orientação preferencial principal dos grãos definida pelo plano de laminagem. Os grãos originais, que compõem a textura característica da liga, são grãos grosseiros e prolongados na direção da deformação mecânica aplicada. Nas micrografias

também é possível apreciar os precipitados dispersos na matriz da liga, representados por pontos de tons escuros. Essa aparência é resultado do tratamento térmico sofrido pela liga.

A zona do *nugget* (ZN), é definida como a zona onde ocorre uma intensa interação e mistura entre as ligas soldadas tanto em profundidade como em extensão, dando origem aos complexos fluxos mistos de material. Devido ao severo ciclo termomecânico sofrido por ação da ferramenta, resulta uma estrutura recristalizada composta por grãos refinados e equiaxiais, próprios do fenómeno de recristalização dinâmica. A variação do tamanho de grão nesta zona face ao material base é bastante significativa. São igualmente naturais as alterações na textura do material, pelo que muitos grãos regulares se dispõem arbitrariamente na estrutura.

Comparando as micrografias adquiridas na ZN e na ZTMA, parece ser visível um ligeiro aumento do tamanho de grão presente na soldadura dissimilar, que foi produzida com menor velocidade de avanço. Deste modo, pode-se alegar que o tamanho de grão obtido pode ser um reflexo do seu tamanho original na liga e do calor adicionado ao processo, conforme citado por Silva [62].

Na vizinhança entre a ZN e a ZTMA, para ambos os LR e LA (Figura 4.11 3) e Figura 4.13 2), respectivamente), é possível observar os pequenos grãos circulares envolventes, o que sugere a recristalização parcial da estrutura nesta zona. Contudo, à medida que se avança para a ZTA, subsiste a tendência gradual de se transformarem em grãos colunares maiores (longitudinais).

Assim, cada região das 3 possíveis que advêm da soldadura apresenta uma microestrutura e morfologia específica comum ao processo. Esta heterogeneidade estrutural ao longo da seção transversal do cordão leva ao estabelecimento de propriedades mecânicas locais distintas que influem sobre o comportamento global da peça soldada, tornando-se um aspecto importante a ser estudado.

No presente estudo, não se procedeu à avaliação do tamanho de grão no *nugget*, no entanto, vários estudos prévios de SFL relacionados com as ligas trabalhadas alcançaram esse registo recorrente. Por consequência, na Tabela 4.1 apresenta-se de modo sumário os valores do tamanho de grão médio obtidos no material base (MB) e no *nugget*, para condições de soldadura semelhantes em investigações precedentes.

**Tabela 4.1.** Tamanhos de grão médio no MB e no *nugget* das ligas AA2017, AA6082 e AA5083, baseados em investigações prévias.

		Comprimento do grão no MB ( $\mu\text{m}$ )	Largura do grão no MB ( $\mu\text{m}$ )	Diâmetro do grão no <i>Nugget</i> ( $\mu\text{m}$ )
Pesquisa efetuada por Neves [5] (dissimilar)	AA5083-H111	15,8	14,8	---
	AA6082-T6	38,5	28,4	---
	Código de soldadura	DBPR-56-5012 (PCR)	(v = 120 mm/min)	5,7
Pesquisa efetuada por Martins [63] (dissimilar)	AA5083-H111	14,8	14,8	---
	AA6082-T6	38,5	28,4	---
	Código de soldadura	56BRP-5 (PCR)	(v = 120 mm/min)	5,73
Pesquisa efetuada por Silva [62] (dissimilar)	AA5083-H111	15,85	15,85	---
	AA6082-T6	39,71	27,88	---
	Código de soldadura	56LRP-8 (PCR)	(v = 30 mm/min)	6,6
	Código de soldadura	56LPP-9 (PP)	(v = 30 mm/min)	7,4
Pesquisa efetuada por Alves [18] (tridissimilar)	AA6082-T6	40,8	17,5	4,4
	AA2017-T4	26,2	8,7	4,7

Como se verifica na Tabela 4.1, nenhum desvio considerável foi observado para o tamanho de grão médio para velocidades de avanço iguais. Conclui-se também que para velocidades menores (30 mm/min) a dimensão do grão revela um ligeiro aumento, quase imperceptível, da ordem de 1-2  $\mu\text{m}$ . Já a ferramenta de pino progressivo piramidal apresentou maior diâmetro médio do grão em relação à ferramenta de pino progressivo cónico roscado, fruto do maior aquecimento gerado devido à maior área de contacto.

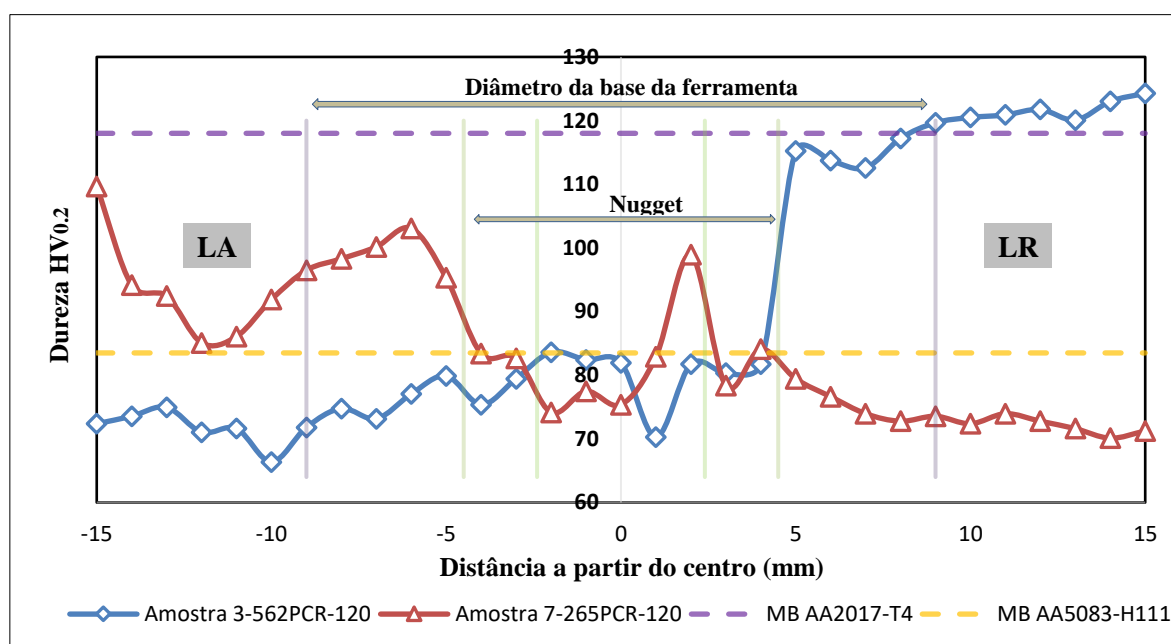
### 4.3. Perfis de Microdureza

Os perfis de microdureza para cada série soldada foram traçados ao longo do *skin* e do *stringer*, excepto para as 4 soldaduras tridissimilares produzidas na fresadora. Nesta análise, os valores de dureza obtidos são confrontados com a dureza média das ligas posicionadas no mesmo elemento estrutural (*skin* ou *stringer*). As durezas médias

aproximadas das ligas AA5083-H111, AA6082-T6 e AA2017-T4 foram mensuradas em  $83,5HV_{0,2}$ ,  $116HV_{0,2}$  e  $118HV_{0,2}$ , respectivamente. Procedeu-se à segmentação deste tema em 3 tópicos principais de análise da microdureza.

#### 4.3.1. Distribuição de microdureza com base na posição dos materiais base

Na Figura 4.14 e Figura 4.15 estão representadas as curvas associadas à evolução da microdureza ao longo dos planos do *skin* e do *stringer*, respectivamente. Nestas figuras, consideraram-se os provetes das séries tridissimilares 562 e 265, realizadas à velocidade de avanço de 120 mm/min.

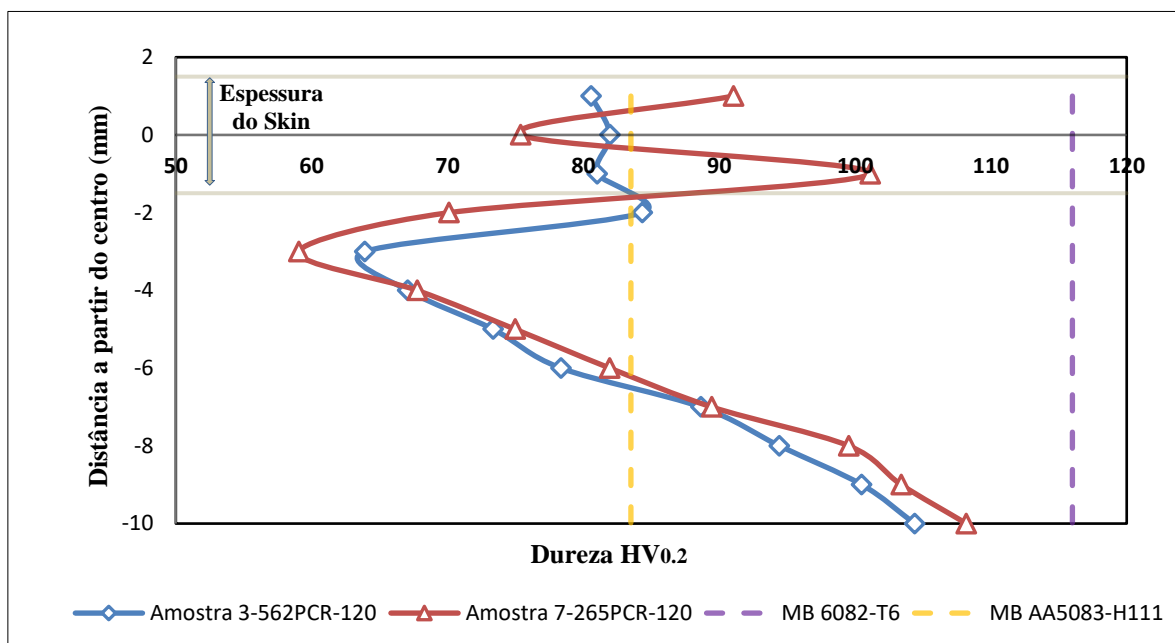


**Figura 4.14.** Perfis de microdureza ao longo do *skin* referente aos provetes das séries tridissimilares 3\_562PCR-120 (M) e 7\_265PCR-120 (M).

Nas figuras, para fins comparativos, estão assinalados a tracejado os valores de dureza média dos materiais base posicionados no plano do *skin*, ou seja, das ligas AA2017-T4 e AA5083-H111. Comparando as curvas da microdureza obtidas verifica-se um comportamento semelhante principalmente quando as medições encontram o lado pertencente à liga AA5083, com valores inferiores aos da dureza média da mesma liga. Na ZN a dureza aumentou ligeiramente, no entanto, mantendo um perfil de picos irregulares, que pode ser causado pelos fluxos de material complexos que resultaram na mistura heterogénea dos 3 materiais nessa zona. Conforme referido no estudo realizado por Neves



[5], a soldadura da série 562 exibiu menores binários e maiores picos de temperatura relativamente à série 265, o que pode ter levado a um maior amaciamento e arrasto de material, apresentando um comportamento à dureza ligeiramente mais uniforme. No provete da série 3\_562-120, a dureza média da liga AA2017 presente no LR, foi rapidamente atingida, visto que pela sua macrografia, se verificou pouca interação e mistura de ligas nessa zona. Em geral foi possível observar uma estreita região de transição entre os valores de dureza relativos à ZN (extensão do pino progressivo) e das ligas de base. A ligeira perda de dureza na liga AA5083 deve-se a algum efeito de recozido, devido ao calor gerado no processo. A liga encontrava-se no estado H111, ou seja, ligeiramente endurecida.

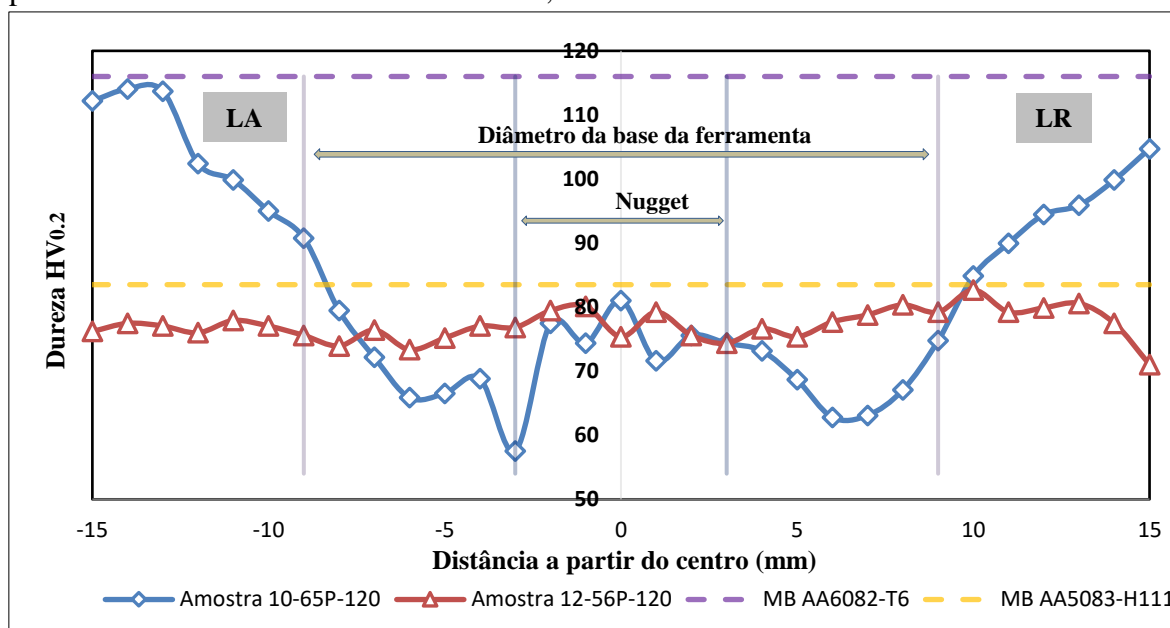


**Figura 4.15.** Perfis de microdureza ao longo do *stringer* referente aos provetes das séries tridissimilares 3\_562PCR-120 (M) e 7\_265PCR-120 (M).

Procedeu-se também à análise da microdureza ao longo do *stringer*, nas 2 séries consideradas. É possível observar que ambas mantêm um comportamento semelhante. Uma grande diminuição de dureza (cerca de 46/48%) é observada para profundidades de penetração próximas à da extremidade do pino, ou seja, na entrada das regiões ZTMA e ZTA. Esta queda abrupta de dureza da liga AA6082-T6, pode ser explicada pela dissolução dos precipitados endurecedores na ZN e ZTMA e no engrossamento de precipitados, deixando de ser coerentes com a matriz na ZTA (os mecanismos são os mesmos para a liga AA2017-T4).

Na

Figura 4.16 e Figura 4.17 na apresentam-se os perfis de microdureza para os provetes das séries dissimilares 65 e 56, soldadas à velocidade de 120 mm/min com a

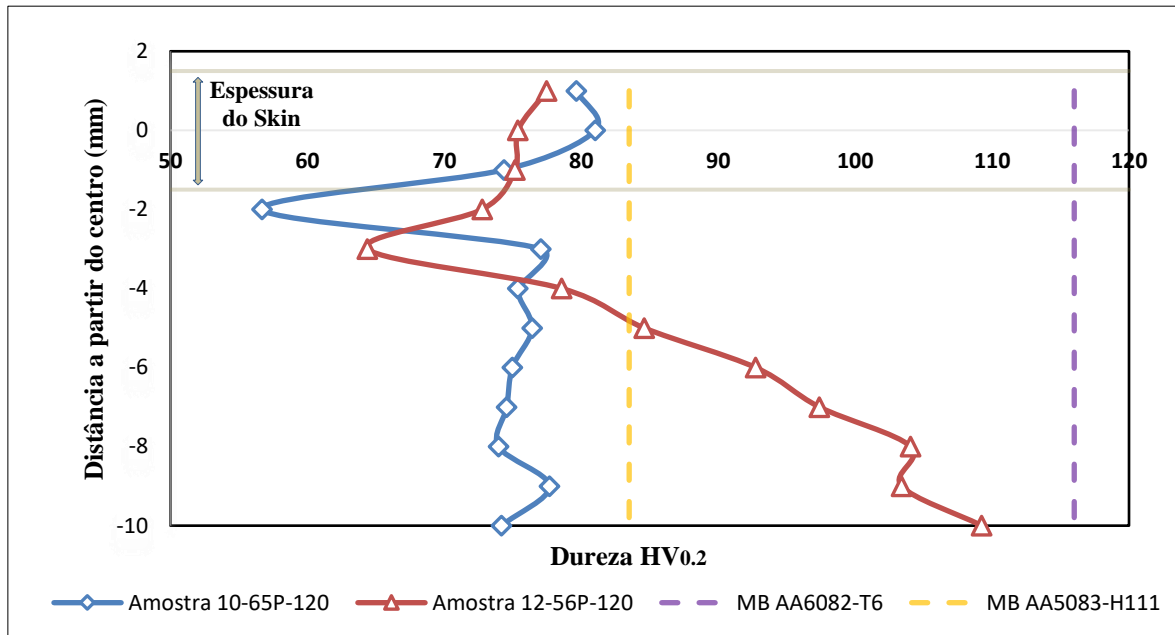


ferramenta piramidal.

**Figura 4.16.** Perfis de microdureza ao longo do *skin* referente aos provetes das séries dissimilares 10\_65P-120 e 12\_56P-120.

As curvas que pautam a evolução da microdureza nas amostras das séries 65 e 56 tem comportamentos muito distintos. As amostras das séries 56 apresentam um comportamento à dureza quase constante ao longo das diversas regiões da junta, enquanto que as séries 65 ostentam um comportamento variável e aproximadamente simétrico relativamente ao eixo da secção transversal, com um perfil em forma de “W”. O perfil aproximadamente constante da liga AA5083 posicionada no *skin*, pode ser explicado pelo seu tratamento (H111), que consiste na liga ser trabalhada a frio, e se encontrar no estado de revenido muito macio, com pouca perspectiva de aumentar significativamente a dureza [25]. No que toca, ao perfil da liga AA6082, é notória a queda de dureza nas regiões ZTMA e ZTA, visto que as altas temperaturas atingidas levam à perda do endurecimento por precipitação originado pelo tratamento térmico. As condições existentes nessas zonas estimulam a dissolução e o crescimento dos precipitados, resultado do sobreenvelhecimento dos precipitados. No *nugget* a dureza aumentou para valores próximos aos do perfil de dureza da série 56, potencialmente derivado do fenómeno de recristalização dinâmica. Pela

pesquisa efetuada por Neves [5], observa-se que, para a velocidade considerada, ambas as séries de soldadura 56 e 65 exibiram binários e picos de temperatura similares.

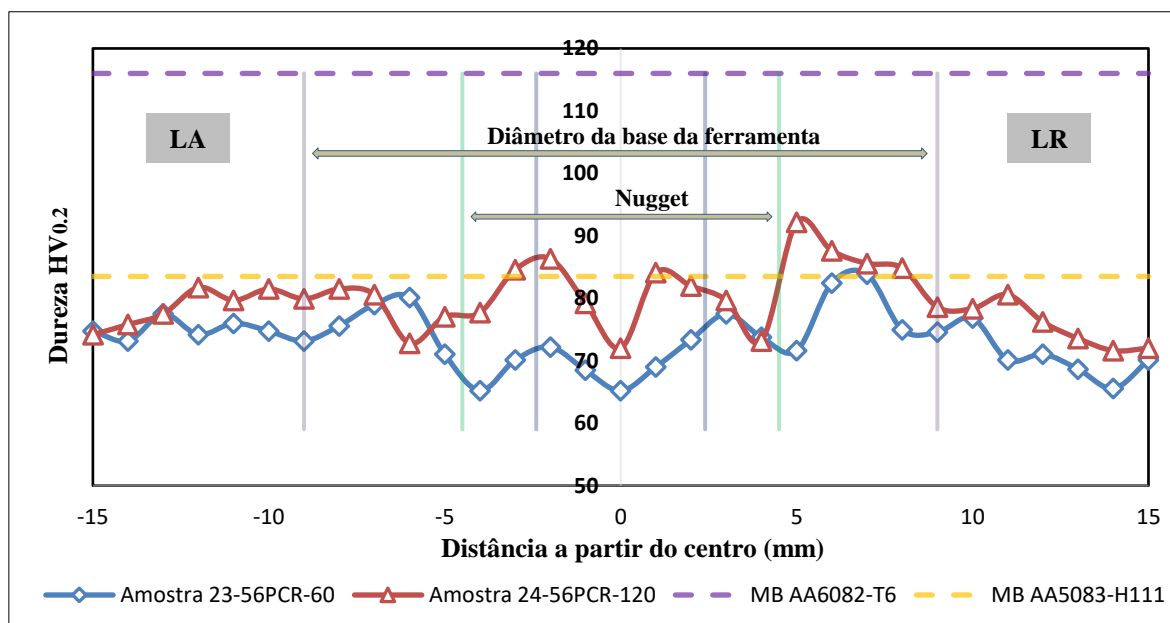


**Figura 4.17.** Perfis de microdureza ao longo do *stringer* referente aos provetes das séries dissimilares 10\_65P-120 e 12\_56P-120.

No *stringer*, a amostra da série 56 apresentou, no pico mínimo, uma perda de dureza mais expressiva, em cerca de 45%, relativamente à dureza média da liga de base (AA6082). Já a amostra da série 65, embora apresente o menor valor de dureza das 2 séries (cerca de 57HV), tem um menor decréscimo face à liga de base (AA5083), em cerca de 32%. Ambos os picos mínimos de dureza mostram-se próximos da zona de acção da ponta do pino, onde o material é menos deformado pela ferramenta e afetado pelas altas temperaturas.

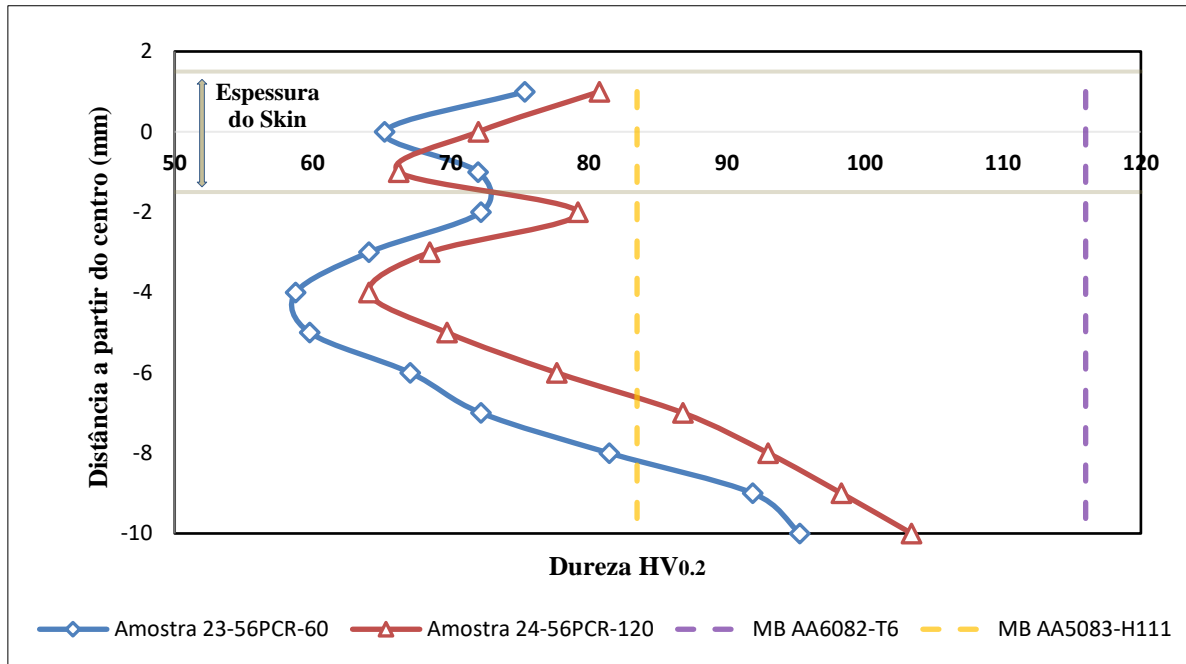
#### 4.3.2. Distribuição de microdureza com base na velocidade de soldadura

Na Figura 4.18 e na Figura 4.19 estão representadas as curvas associadas à evolução da microdureza ao longo dos planos do *skin* e do *stringer*, respectivamente. Para esta análise consideraram-se as amostras das séries dissimilares 56PCR-60 e 56PCR-120. Em ambas as séries, a liga AA5083-H111 estava posicionada no *skin* e a liga AA6082-T6 no *stringer*.



**Figura 4.18.** Perfis de microdureza ao longo do *skin* referente aos provetes das séries dissimilares 23\_56PCR-60 e 24\_56PCR-120.

Como é possível observar na imagem, o perfil de dureza do provete da série 24\_56-120, realizada com maior velocidade de soldadura (120 mm/min), apresenta no global um perfil muito semelhante ao da série 23\_56-60 (60 mm/min), contudo com valores de dureza ligeiramente mais altos. Isto acontece porque o aumento da velocidade de soldadura, leva a uma menor transferência de calor para a junta, expondo os materiais a ciclos térmicos mais curtos. Com isso, verificam-se menores modificações microestruturais na secção, quer por redução dos tempos de dissolução de precipitados e transformações de fases, quer por restrição da mudança do tamanho, fração de volume e distribuição homogénea das partículas. Estas características, ajudam assim na conservação das propriedades originais das ligas de base, como se observa pelo acompanhamento mais próximo do perfil da série 24\_56-120 para com a dureza média da liga de base. Embora não seja muito evidente, a série 24\_56-120 apresenta também uma zona de baixa dureza mais estreita e deslocada para o interior, na direção do *nugget*, sendo este caso mais perceptível no LR. Essencialmente, o mesmo comportamento de dureza pode ser visualizado ao longo do *stringer*, na Figura 4.19.

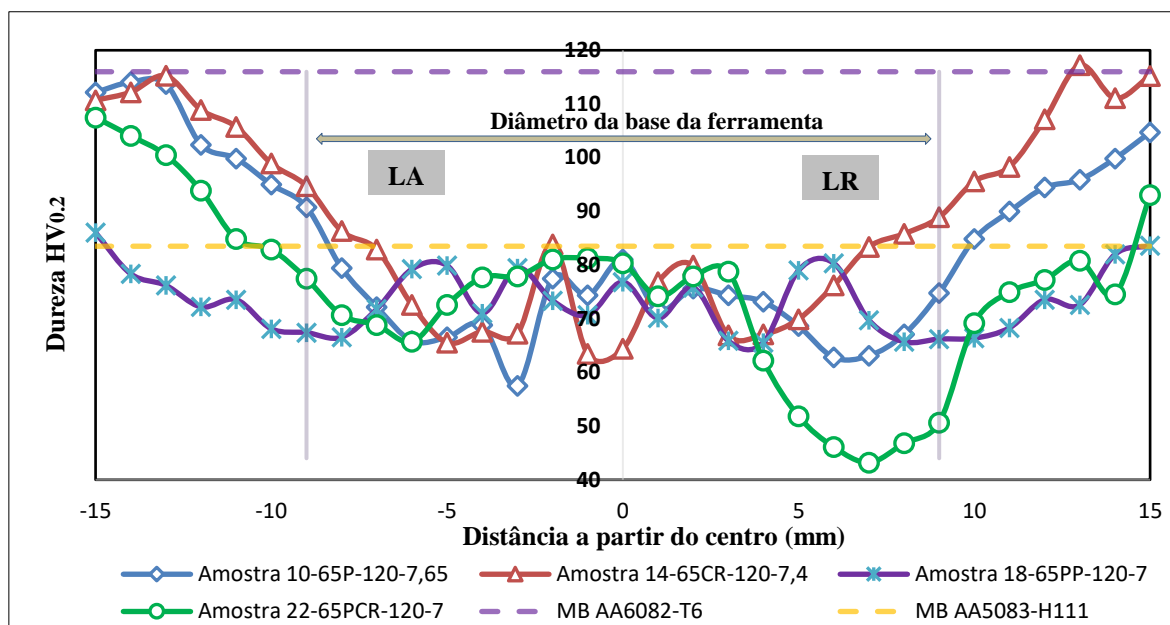


**Figura 4.19.** Perfis de microdureza ao longo do *stringer* referente aos provetes das séries dissimilares 23\_56PCR-60 e 24\_56PCR-120.

#### 4.3.3. Distribuição de microdureza com base no tipo de ferramenta usada

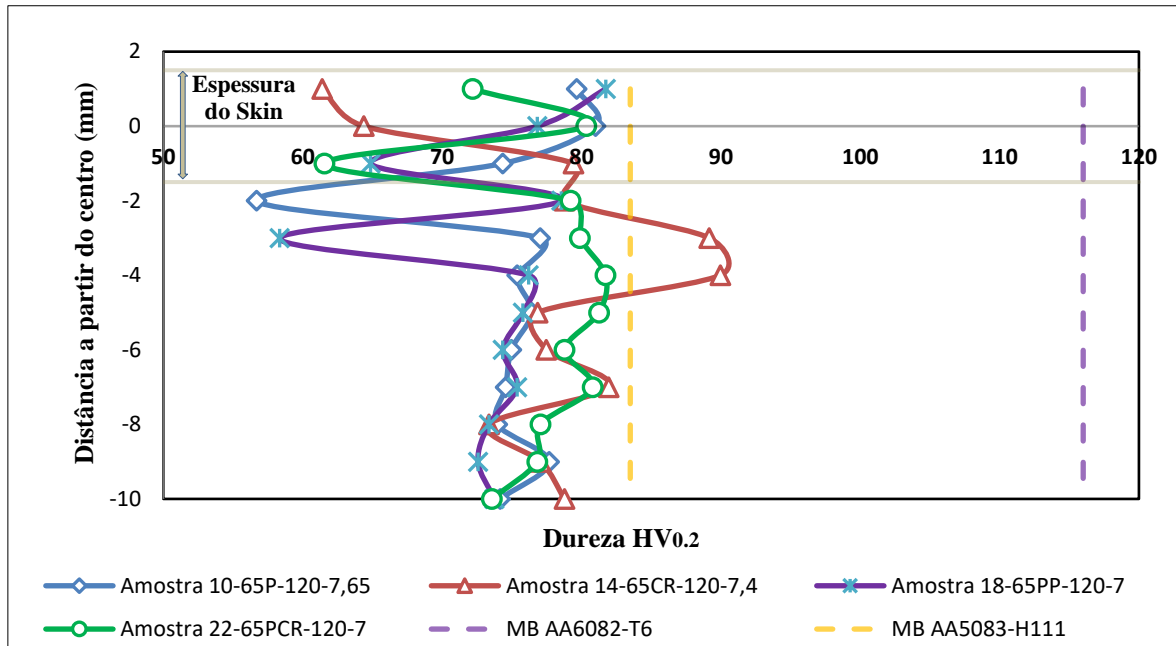
Na Figura 4.20 e Figura 4.21 estão representadas as curvas associadas à evolução da microdureza ao longo dos planos do *skin* e do *stringer*, respectivamente. Para esta análise consideraram-se os provetes das séries dissimilares 65-120, modificando apenas a ferramenta usada. Em todas as séries, a liga AA6082-T6 encontrava-se localizada no *skin* e a liga AA5083-H111 no *stringer*.

Por análise dos perfis, e como já foi referido anteriormente para a liga AA6082, a evolução dos perfis numa configuração em “W” trata-se do aspecto mais destacado. Com efeito, as curvas correspondentes aos pinos simples (P e CR) mostram uma resposta mais célere no sentido de atingir a dureza da liga de base, contudo em ambos os casos se verifica a existência de defeitos macroscópicos na junta. Em especial, na curva referente ao pino cónico roscado, as zonas de baixa dureza condizentes com a ZTMA e ZTA, são menos extensas e mais próximas à linha central da junta. Estes resultados podem ser justificados pelos menores diâmetros dos pinos simples e também por estes terem desenvolvido os menores valores de binário e temperaturas de pico das 4 ferramentas usadas, conforme apresentado por Neves [5].



**Figura 4.20.** Perfis de microdureza ao longo do *skin* referente aos provetes das séries dissimilares para as diferentes geometrias da ferramenta.

No que toca às curvas dos pinos progressivos, estas apresentam um efeito mais demorado na reconstituição da dureza especificada para a liga de base, tornando-se evidentes maiores amplitudes das regiões afetadas pela soldadura, particularmente no LR. Este comportamento é justificado pelas razões opostas às referidas para pinos simples. O maior porte e as diferenças de secção destas ferramentas, propiciam o arrasto de maior volume de material, gerando assim, maior aquecimento e conseqüente exposição a ciclos térmicos mais longos. Nestas condições, as soldaduras mostraram-se aptas a estarem isentas de defeitos, conseguindo a boa qualidade de ligação. Assim, pode-se concluir que a dimensão da ferramenta pode ter influência sobre a localização das zonas de baixa dureza, contudo não altera significativamente a dureza nessas zonas. Um comportamento similar é obtido ao longo do *stringer*, com excepção da curva respectiva ao pino cónico roscado expondo um perfil bastante adverso.

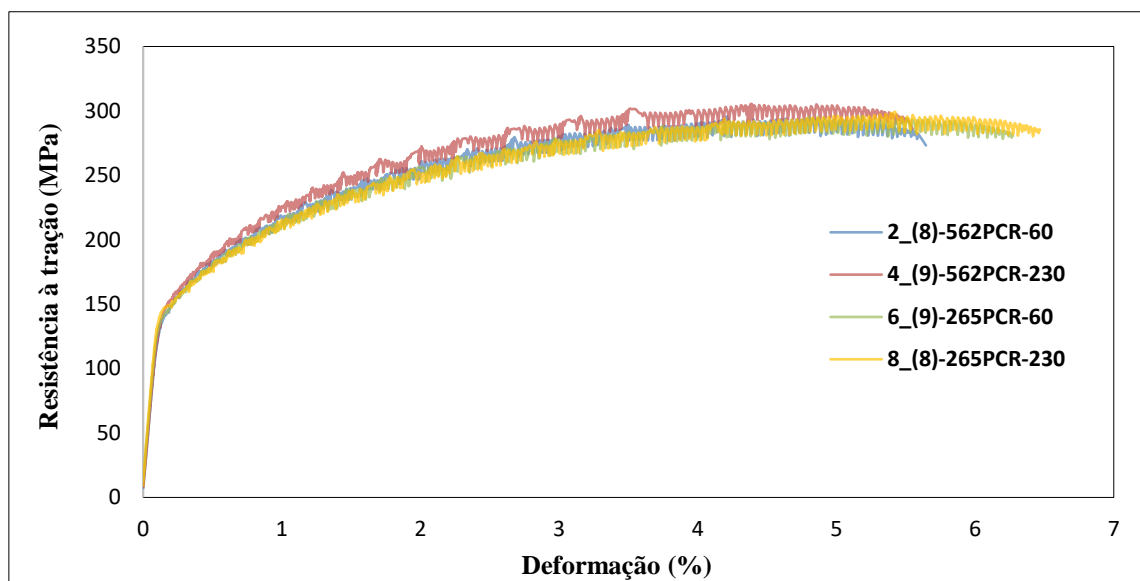


**Figura 4.21.** Perfis de microdureza ao longo do *stringer* referente aos provetes das séries dissimilares para as diferentes ferramentas utilizadas.

#### 4.4. Ensaios de tração e deformações locais

Com o propósito de conhecer as propriedades mecânicas principais das soldaduras realizaram-se ensaios de tração no *skin*. Através dos ensaios mecânicos destrutivos, é também possível inspeccionar a qualidade da ligação metálica das juntas. Apenas dois provetes por série de soldadura tridissimilar 562 e 265 (2\_562PCR-60, 4\_562PCR-230 e 6\_265PCR-60, 8\_265PCR-230) produzidas na fresadora foram usados nos ensaios, na qual se selecionou, para constituir a curva de escoamento representativa de cada série, o provete com melhores resultados mecânicos.

As curvas de escoamento apresentadas na Figura 4.22 são curvas de tensão-deformação nominais, com os valores de resistência obtidos por divisão da força exercida pela área inicial da secção transversal e com a deformação já na forma percentual. Neste capítulo, o cálculo da eficiência da soldadura baseou-se na relação entre a resistência à tração da soldadura e da liga de base de menor resistência, que consiste na liga AA5083. Na Tabela 4.2 resumem-se para todas as séries consideradas, os valores de tensão de rotura, da extensão até à fractura, de eficiência da soldadura e inclusive a região onde ocorreu a rotura.



**Figura 4.22.** Curvas tensão-deformação para os provetes das séries tridissimilares 562 e 265 produzidas na fresadora (F).

**Tabela 4.2.** Propriedades mecânicas resultantes dos ensaios de tração no *skin* das séries tridissimilares analisadas e da liga de base de menor resistência, AA5083-H111.

Nomenclatura	Tensão de rotura (MPa)	Extensão à fractura (%)	Eficiência da soldadura (%)	Região de rotura
2-562PCR-60	295,7	5,7	93,1	ZTA (AA5083)
4-562PCR-230	305,6	5,6	96,3	ZTA (AA5083)
6-265PCR-60	296,2	6	93,3	ZTA (AA5083)
8-265PCR-230	299,4	6,5	94,3	ZTA (AA5083)
AA5083-H111	317,5	10,4	---	---

Pela figura, e com o auxílio dos dados da tabela, a primeira observação retirada foi de que todas as curvas de escoamento têm um comportamento e perfil semelhante. Ao longo da deformação plástica uniforme, as curvas são marcadas por um perfil serrilhado característico do efeito de Portevin-Le Chatelier, que representa um comportamento dinâmico de envelhecimento por deformação, mais característico da liga AA5083. As curvas apresentam resistências à tração ligeiramente inferiores à da liga AA5083-H111, o que coloca as eficiências de soldadura a rondar os 94% (94,25% em média). Contudo, é notória a perda de alongamento e a consequente redução de ductilidade, com uma queda média de deformação à rotura de 43,3%.



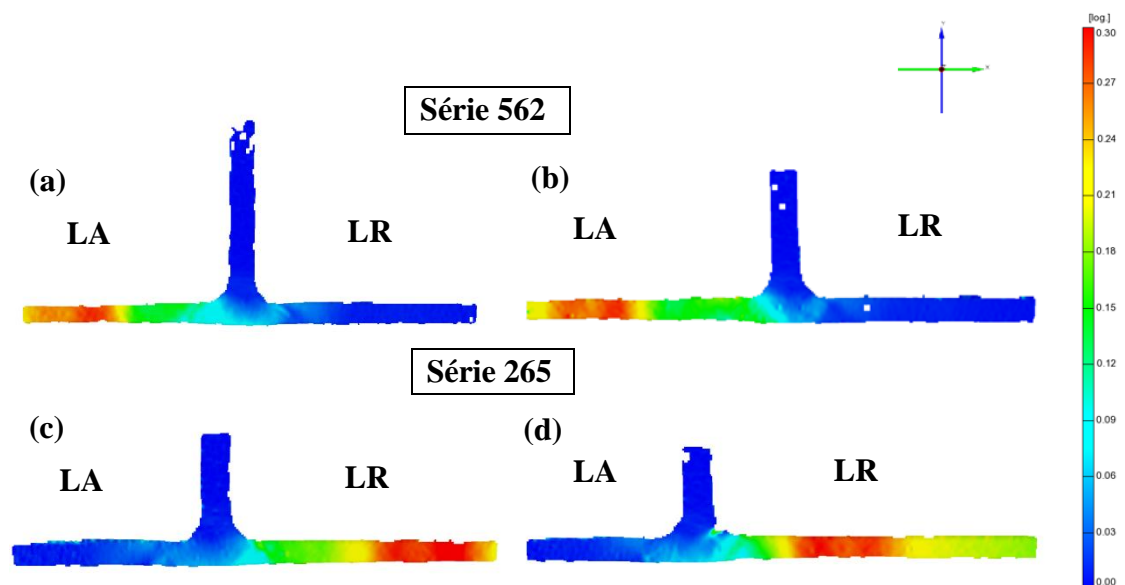
---

Os provetes testados exibiram resistências à tração e eficiências idênticas, no entanto, valores ligeiramente mais altos pertenceram às séries soldadas com a maior velocidade de avanço, de 230 mm/min. Este facto, pode ser explicado pela menor adição de calor no processo, que reduz a extensão das alterações microestruturais por fenómenos como o superenvelhecimento e restauração. Desta forma, conseguem-se obter valores de dureza e propriedades mecânicas mais elevadas.

Relativamente à troca de posição dos materiais base, conforme as sequências 562 ou 265, para a velocidade de soldadura de 60 mm/min, nenhuma diferença significativa foi observada. Por outro lado, na velocidade de soldadura de 230 mm/min, a série 8\_265-230 viu a tensão de rotura decrescer 2% face à série 4\_562-230, e apresentou o maior alongamento à fractura de todas as séries. Este comportamento pode ser justificado pelos maiores picos de temperatura atingidos quando a liga AA2017-T4 é posicionada do LA, como mostra a pesquisa de Alves [18].

Todos os provetes romperam na fronteira ZTA/MB da liga de menor resistência AA5083, com a fractura da série 8\_265-230 a ocorrer numa zona mais interior que as restantes. Como as fracturas ocorreram longe da ZN, permite-se inferir a boa resistência mecânica das juntas soldadas.

Esta rápida análise permite concluir que os parâmetros de soldadura, o posicionamento dos materiais base e as características das ligas usadas influenciam essencialmente o comportamento mecânico das juntas e as suas regiões de fractura, respectivamente. Uma vez que os parâmetros de resistência e ductilidade obtidos apresentam um padrão semelhante de resposta às diferentes condições, sugere-se que os defeitos de ligação na junta das séries 4\_562-230 e 8\_265-230, evidenciados nas macrografias, não afetaram significativamente a comportamento ao escoamento dos provetes.



**Figura 4.23.** Mapeamento das deformações locais, num instante próximo da fractura, para os provetes das séries consideradas: (a) 2\_562PCR-60; (b) 4\_562PCR-230; (c) 6\_265PCR-60; (d) 8\_265PCR-230.

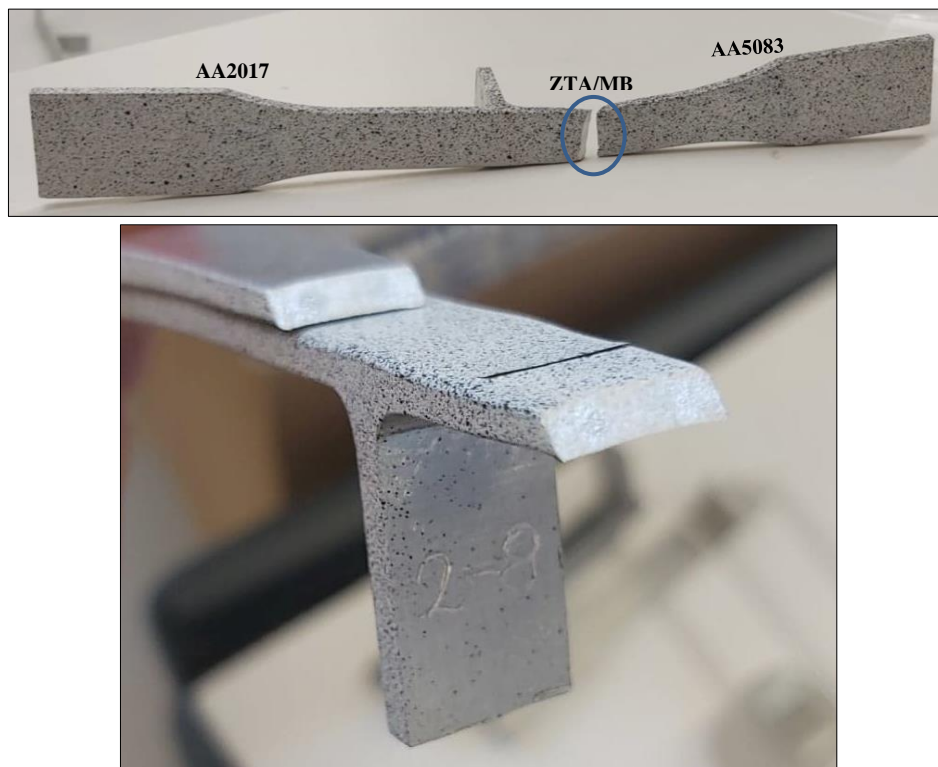
Na Figura 4.23, encontram-se representadas as distribuições dos campos de deformação local e as zonas de fractura dos provetes ensaiados à tração. Os mapas foram adquiridos por recurso à extensometria óptica de medição 3D ARAMIS. A zona avermelhada intensa traduz a zona circundante de ruptura do material.

Os resultados ilustrados mostram de forma clara as maiores magnitudes e concentrações de deformação, a vermelho, presentes no lado representativa da liga AA5083, que sendo a liga de menor resistência mecânica usada, é o flanco da junta preferencial à falha por tração. Entretanto, a liga AA2017-T4 quase não sofre qualquer grau de deformação. Podemos então dizer que o comportamento à tração destas séries é função da capacidade de encruamento da liga AA5083, visto que as roturas ocorreram fundamentalmente na ZTA ou fronteira ZTA/MB da respectiva liga. Embora as fracturas na Figura 4.23 (a), (b) e (c) sejam atribuídas à fronteira da ZTA/MB da liga AA5083, a grande diminuição do alongamento máximo até à ruptura (cerca de 50%), sugere que as regiões foram afetadas pela histerese térmica no processamento da soldadura, amaciando o material, o que provoca a concentração da deformação nessas zonas mais fragilizadas. Na Figura 4.23 (d) a zona de rotura aproximou-se da soldadura, ocorrendo designadamente na ZTA.

Tal como observou Alves [18] na sua pesquisa, também as zonas dos filetes não se estabeleceram como zonas críticas ao desempenho mecânico nos ensaios.

A Figura 4.24 mostra, em diferentes perspectivas, a superfície de fractura de um provete após ser ensaiado à tração. Na imagem, é evidente o mecanismo de fractura dúctil,

pela formação de estrição progressiva com o avanço da deformação plástica, na região tensionada. A fissura propaga-se na direção perpendicular à força aplicada, mudando a sua trajetória (num ângulo enviesado a 45°) nas zonas limítrofes da superfície do provete, o que corresponde a deformação por corte.



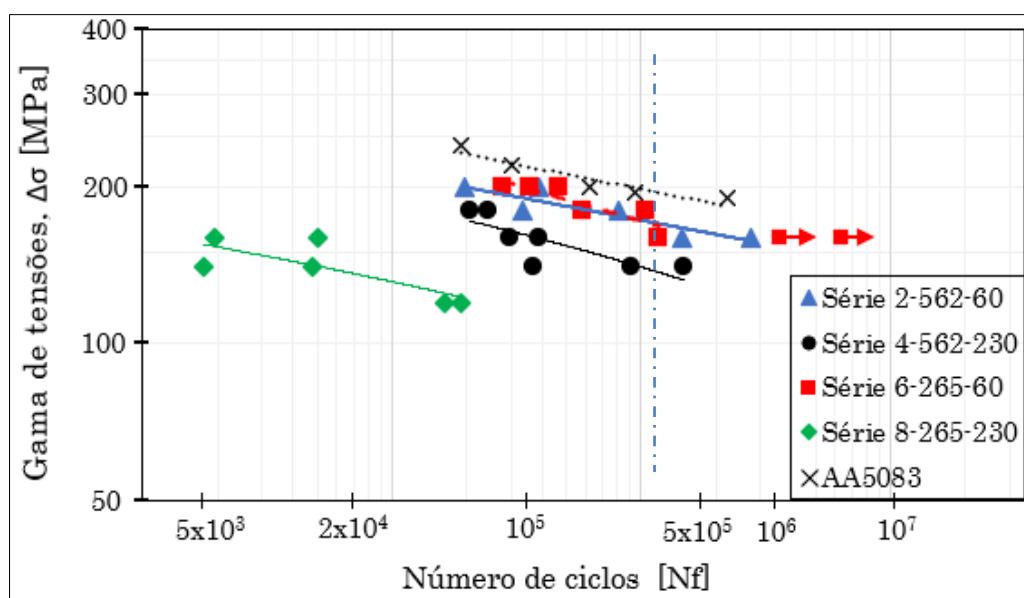
**Figura 4.24.** Vistas da zona de rotura e da superfície fraturada do provete de tração da série 2-(8)\_562PCR-60.

#### 4.5. Ensaio de fadiga

Para o estudo do comportamento à fadiga consideraram-se as mesmas séries estudadas no ensaio à tração, nomeadamente as séries de soldadura tridissimilares produzidas na fresadora, 2\_562-60, 4\_562-230, 6\_265-60 e 8\_265-230. A curva S-N foi construída a partir dos dados apurados nos ensaios de laboratório, usando para tal entre 7 a 8 corpos de prova de cada série, com o mesmo acabamento por polimento na coroa da soldadura. Inicialmente estipulou-se usar no global, uma gama de tensões a variar entre 160 MPa e 200 MPa podendo, no entanto, sofrer alterações conforme a respostas obtidas. Na

Figura 4.25 apresentam-se as respectivas curvas S-N para as séries consideradas, procurando compreender como os parâmetros de soldadura, nomeadamente a velocidade de soldadura e a posição dos materiais de base, podem influenciar o comportamento à fadiga

das soldaduras. O gráfico mostrado na figura faz uso da escala logarítmica, escala esta que é muito utilizada, visto que os dados de amostragem variam por vezes em grandes amplitudes. Sendo assim, torna-se mais fácil a visualização comportamental da tendência, além de ser útil na estimação das equações empíricas das curvas S-N das séries. Na imagem, as setas a vermelho junto aos pontos indicam que os respetivos provetes romperam para um elevado número de ciclos, limite este, definido como após  $1 \times 10^6$  ciclos. Na Tabela 4.3 estão expostos para todas as séries, as equações representativas das curvas S-N, as gamas de tensão para a vida de  $4 \times 10^5$  ciclos, as reduções de resistência à fadiga das soldaduras em relação ao MB menos resistente (AA5083-H111), os factores de inclinação (m) das curvas S-N e os coeficientes de determinação ( $R^2$ ), respectivamente.



**Figura 4.25.** Curvas S-N (tensões nominais) das séries tridissimilares 562 (2\_562PCR-60 e 4\_562PCR-230) e 265 (6\_265PCR-60 e 8\_265PCR-230) produzidas na fresadora.

**Tabela 4.3.** Equação das curvas S-N, resistência à fadiga para  $4 \times 10^5$  ciclos, redução da resistência à fadiga de cada série face à liga de menor resistência AA5083-H111, o factor de inclinação (m) das curvas S-N e o coeficiente de determinação  $R^2$ .

Nomenclatura	Equação da curva S-N	Resistência à fadiga, $\Delta\sigma$ , para $4 \times 10^5$ ciclos [MPa]	Redução da resistência à fadiga da série soldada em relação ao MB (%)	$m = \frac{-1}{b}$	$R^2$
2_562PCR-60	$\Delta\sigma = 538,02N^{-0,0903}$	168	-13	11,1	0,8074
4_562PCR-230	$\Delta\sigma = 389,13N^{-0,0787}$	141	-27	12,7	0,4211
6_265PCR-60	$\Delta\sigma = 385,38N^{-0,062}$	173	-10	16,1	0,5991
8_265PCR-230	$\Delta\sigma = 365,59N^{-0,1001}$	101	-47	9,9	0,6136
AA5083-H111 (retirado de Alves [18])	$\Delta\sigma = 653,15N^{-0,095}$	192	---	10,5	---

É de mencionar, que os provetes com vida à fadiga muito baixa (cerca de 1000 ciclos) foram excluídos da representação nas curvas, tendo ocorrido num único exemplar das séries 2\_562-60 e 8\_265-230. Portanto, embora esta eliminação seja vantajosa para reduzir a dispersão, a aquisição de um número reduzido de provetes na análise pode afetar a projeção da linha de tendência do modelo de regressão linear ajustado e com isso a sua análise.

Também foi evidente a grande dispersão de resultados, justificada por fatores, como o acabamento superficial por polimento na coroa da soldadura (que reduz ligeiramente a espessura do *skin*) e defeitos na soldadura como defeitos de túnel ou “*kissing bond*” no interior do cordão ou nos filetes, que criam zonas de concentração de tensões, prejudicando o tempo de fractura do provete.

Embora as curvas de S-N não estejam adaptadas para a quantificação da vida de fadiga nas parcelas alusivas à iniciação e à propagação de fenda, podem fornecer indicações em termos relativos sobre estes períodos de fractura dos materiais. O parâmetro considerado que auxilia nessa apreciação trata-se do factor de inclinação (m) das curvas S-N, que corresponde ao inverso do simétrico do declive (b) das curvas.

Pela informação fornecida acima, observa-se a decréscimo da resistência à fadiga das séries soldadas quando comparadas à da liga de base de menor resistência, AA5083-H111. Nesse sentido, com base nos ensaios mecânicos realizados, pode ser referido que as condições de alta temperatura e deformações severas presentes no processamento da

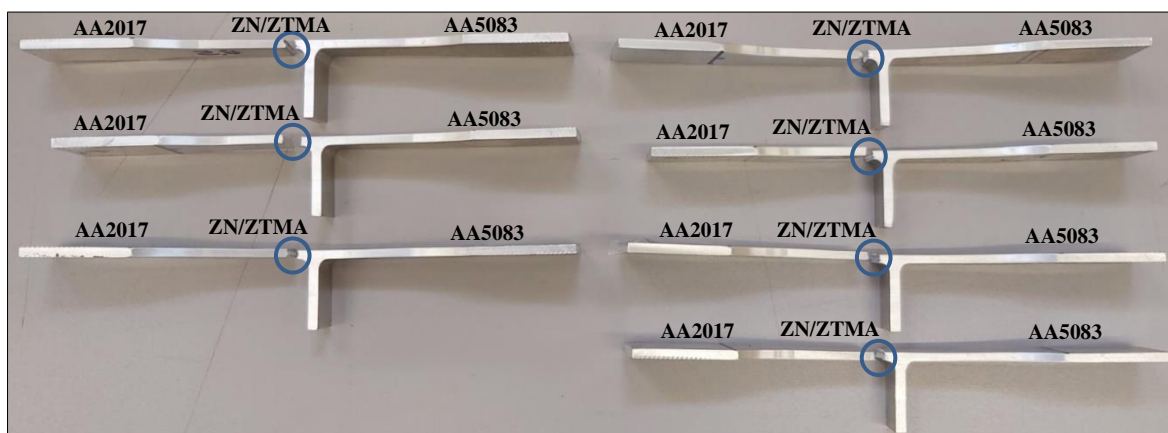
SFL, provocam alterações microestruturais que fazem baixar as propriedades de tração como as de fadiga. Contudo, são vistos bons comportamentos de solicitação a tensões cíclicas nas soldaduras produzidas, nomeadamente nas séries 2\_562-60 e 6\_265-60, ambas na velocidade de soldadura mais baixa analisada, de 60 mm/min. De facto, as séries citadas obtiveram os melhores valores de resistência à fadiga, na qual demonstraram apenas a perda de 13% e 10% em relação à resistência à de fadiga correspondente a  $4 \times 10^5$  ciclos da liga AA5083, respectivamente. Esta tendência sugere que valores mais altos do rácio de energia adicionada à junta (w/v) conduzem à melhoria das propriedades de fadiga das soldaduras em questão, possivelmente por terem permitido obter soldaduras com menor taxa de defeitos internos. Este comportamento contraria assim, resultados obtidos por muitos autores, que referem que velocidades de soldaduras mais altas favorecem o aumento da resistência à fadiga das soldaduras (em soldaduras similares e dissimilares). As fracturas dos provetes da série 2\_562-60 ocorreram em geral na ZTA do LA (lado do AA5083), enquanto que para a série 6\_265-60 houve grande variabilidade nas zonas de rotura tendo ocorrido 25% delas na zona do MB e a % restante dividida entre a ZTA e a ZN/ZTMA, todos no LR (lado do AA5083). Para esta velocidade de soldadura, a posição das ligas na junta não desempenha um papel diferenciador nas resistências à fadiga, porém a série 6\_265-60 exhibe o factor de inclinação (m) mais alto de todas as séries, que indica a predominância da fase de iniciação de fendas, na qual o material resiste a mais ciclos de fadiga até fraturar, sendo designada por fadiga de alto regime. A Figura 4.26 apresenta os locais de fratura nos provetes de fadiga da série 6\_265-60, série esta, que obteve o melhor comportamento à fadiga.



**Figura 4.26.** Zonas de fratura dos provetes de fadiga da série 6\_265PCR-60.

No que toca às séries de soldadura de maior velocidade de avanço (de 230 mm/min), que constituem as séries 4\_562-230 e 8\_265-230, apresentaram resultados menos

encorajadores, especialmente na série 8\_265-230 que apresentou uma grande queda na resistência à fadiga em relação ao MB (AA5083), em cerca de 47%. Com efeito, devido à presença de defeitos de ligação nestas soldaduras, as respostas destas séries às solicitações de fadiga foram bastante inferiores às séries de menor velocidade, pelo que se procedeu à redução da gama de tensões  $\Delta\sigma$  para valores entre 120 e 180 MPa. Outro indicador negativo mantém-se nas zonas de fractura dos provetes, onde numa totalidade de 15 provetes conjuntos das séries, 13 deles romperam na ZN/ZTMA. Isto pode denunciar a extensão dos defeitos macroscópicos de “*kissing bond*”, defeitos de túnel e cavidades na junta soldada, onde os dois últimos foram evidenciados nas macrografias obtidas. Além disso, todas as roturas nessas regiões na série 8\_265-230 aconteceram do LA, neste caso relativo à liga AA2017, a de maior resistência mecânica, o que consolida esse prognóstico. Comparando a posicionamento das ligas na junta, verifica-se que a série 4\_562-230 mostrou melhores propriedades de fadiga que a série 8\_265-230, com um aumento de 39,6% das tensões nominais de fadiga e um factor de inclinação mais alto. Deste modo, a série 8\_265-230 revela-se como a série de soldadura com pior resistência à fadiga, na qual o maior número de ciclos de vida atingido na série foi de apenas 54421 ciclos. A fractura prematura e localizada em todos os provetes desta série permite deduzir a presença e a gravidade dos defeitos macroscópicos ao longo da secção longitudinal do cordão de soldadura. Também possui o factor de inclinação ( $m$ ) mais baixo, que revela o domínio do estágio de propagação de fenda, com a iniciação de fendas e subsequente fractura a ocorrer para poucos ciclos de vida. A Figura 4.27 apresenta os locais de fratura dos provetes de fadiga da série 8\_265-230, série que teve o pior desempenho à fadiga.



**Figura 4.27.** Zonas de fratura dos provetes de fadiga da série 8\_265PCR-230.





## 5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

### 5.1. Conclusões

A partir do presente trabalho foi possível construir um conjunto de ideias principais. De facto, a principal conclusão retirada foi a possibilidade de execução de soldaduras sem defeitos, tanto para o caso da ligação dissimilar como da ligação tridissimilar.

Além desta conclusão genérica, outras foram obtidas, as quais se passam a citar:

- O *design* personalizado da junta T-Butt, com o *stringer* saliente, permitiu obter resultados satisfatórios tanto na prevenção da redução de espessura do *skin* e na ocupação de material nos raios de concordância. Além disso, garantiu-se um bom acabamento superficial das juntas soldadas.
- Nas soldaduras tridissimilares, cordões de soldadura isentos de defeitos de túnel foram obtidos exclusivamente para a velocidade de avanço mais baixa (60 mm/min) considerada, ou numa perspectiva energética, para maiores rácios de calor adicionado (w/v).
- As soldaduras executadas com ferramentas simples, contêm defeitos com formas semelhantes, independentemente dos parâmetros impostos, pelo que demonstraram ser ineficazes na ligação destes materiais, para a configuração de junta e a gama dos parâmetros estudados.
- As ferramentas progressivas, pelo contrário, foram as únicas que apresentaram bons resultados no preenchimento completo do cordão de soldadura.
- As ferramentas progressivas proporcionaram uma melhor soldabilidade nas soldaduras dissimilares em relação às tridissimilares. De facto, nestas últimas foi comum, para altas velocidades (120 e 230 mm/min), o aparecimento de defeitos de túnel no lado de avanço e pequenas cavidades espalhados pelo centro do *nugget*.
- Nas soldaduras tridissimilares, a posição das ligas na junta teve fraca influência na morfologia do *nugget*, para a qual a velocidade de soldadura foi preponderante.

- A posição dos materiais base na junta não teve impacto na formação e aspecto dos defeitos.
- Fluxos aprimorados e vastos, provocados pelos pinos progressivos, impulsionaram mais material até as zonas dos filetes.
- O aumento da velocidade de soldadura promoveu um aumento da resistência à tração, porém viu diminuir a resistência à fadiga das soldaduras tridissimilares.
- A colocação da liga AA5083-H111 no lado de avanço originou boas propriedades mecânicas e resistência à fadiga das soldaduras.
- A soldadura com melhor resistência à fadiga foi obtida para a velocidade de soldadura de 60 mm/min e com a liga AA2017-T4 posicionada no lado de avanço.
- Os defeitos macroscópicos contidos nas soldaduras tridissimilares associadas à velocidade de soldadura mais alta, 230 mm/min, contribuíram para o fraco desempenho mecânico à fadiga, em especial na série soldada com a liga AA2017-T4 no lado de avanço.

## 5.2. Propostas para trabalhos futuros

A pesquisa realizada não cobriu todo o procedimento de caracterização metalúrgica, por falta de tempo, pelo que se deveria proceder à medição do tamanho de grão no cordão e também analisar as superfícies de fractura dos provetes de tração e de fadiga, recorrendo ao SEM.

Podia ser pertinente analisar uma técnica de ataque mais eficaz e ampla a todos os materiais base presentes na junta, permitindo a contrastação mais precisa dos contornos de grão.

Um projeto interessante poderia passar pela investigação mais consistente dos fluxos de material e da deformação plástica através de modelos de simulação numérica, e a posterior comparação dos dados obtidos com os fenómenos observados nos ensaios experimentais.

Seria também interessante realizar uma abordagem ao estudo da distribuição das tensões residuais nas juntas soldadas e investigar a resistência à corrosão das mesmas, para diversas condições atmosféricas e ambientes industriais.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Davis, J. (1993), “Aluminum and Aluminum Alloys”, ASM International Handbook Committee.
- [2] Scheid (2010), “Ligas de Alumínio. Materiais para Engenharia”. Acedido a 15 de Março de 2020, em: [http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TM052/Prof.Sheid/Aula\\_Aluminio.pdf](http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TM052/Prof.Sheid/Aula_Aluminio.pdf).
- [3] Viana, C. (2009), “Alumínio e Suas Ligas. Seleção dos Materiais”. Acedido a 15 de Março de 2020, em: <https://pt.slideshare.net/brunovilasboas73/alumnio-e-suas-ligas>.
- [4] The Aluminium Association, Inc. 1998. “Table of Contents”. (Aluminum Alloy Selection and Applications): 1-20, em: <http://www.calm-aluminium.com.au/documents/aluminium-alloys.pdf>.
- [5] Manuel, N. (2020), “Friction Stir Welding de Juntas T em Ligas de Alumínio Dissimilares para Aplicações Navais”. Tese de Doutoramento em Engenharia Mecânica na especialidade de Tecnologias de Produção, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- [6] Neto, R. (2014, Maio), “Tratamentos térmicos das Ligas de Alumínio”. Acedido a 16 de Março de 2020, em: [http://www.aluminio100porcento.com/uploads/files/1\\_tratamento\\_t%C3%A9rmico\\_de\\_ligas\\_de\\_alum%C3%ADnio.pdf](http://www.aluminio100porcento.com/uploads/files/1_tratamento_t%C3%A9rmico_de_ligas_de_alum%C3%ADnio.pdf).
- [7] Toniato, N., Ribeiro, J. E., Moreira, P. M. G. P., e Silva, A. C. F. (2017), “Estudos dos Parâmetros de Soldadura na Corrosão da Liga de Alumínio AA6082-T6 Soldada por Fricção Linear”, *Revista da Associação Portuguesa de Análise Experimental de Tensões*, vol. 28, pp. 1–8.
- [8] Kossakowski, P. G., Wciślik, W., e Bakalarz, M. (2019), “Effect of Selected Friction Stir Welding Parameters on Mechanical Properties of Joints”, *Scienco, Archives of Civil Engineering*, vol. 65, Issue 4, doi: 10.2478/ace-2019-0046.
- [9] Kluz, R., Bucior, M., e Kubit, A. (2019, December), “Identifying Optimal FSW Process Parameters for 2024 Al Alloy Butt Joints”, *Advances in Science and Technology Research Journal*, vol. 13, n.º. 4, pp. 48–53, doi: 10.12913/22998624/110740.
- [10] Mishra, R. S., e Ma, Z. Y. (2005, 31<sup>st</sup> August), “Friction Stir Welding and Processing”, *Materials Science and Engineering R: Reports*, vol. 50, n.º. 1–2, doi: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
- [11] Kumar, M., Das, A., e Ballav, R. (2020, March), “Influence of Tool Geometry on Morphology and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Dissimilar Joints: A Review”, *Materials Today: Proceedings, Elsevier* doi: 10.1016/j.matpr.2020.02.689.
- [12] Ma, Z. Y., Feng, A. H., Chen, D. L., e Shen, J. (2018, 4<sup>th</sup> July), “Recent Advances in Friction Stir Welding/Processing of Aluminum Alloys: Microstructural Evolution and Mechanical Properties”, *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, vol. 43, n.º. 4. *Taylor and Francis Inc.*, pp. 269–333, doi: 10.1080/10408436.2017.1358145.
- [13] Barla, M. e Jaidi, J. (2018), “Influence of Strain Hardening Behaviour in Friction Stir Welded Joints of Aluminium-alloy Plates”, [Online]. Available: *ScienceDirect, Elsevier, Materialstoday:Proceedings 5* (2018) 3851-3860.

- [14] Khan, N. Z., Bajaj, D., Siddiquee, A., Khan, Z., Abidi, M., Umer, U., Alkhalefah, H. (2019, May), “Investigation on effect of strain rate and heat generation on traverse force in FSW of dissimilar aerospace grade aluminium alloys”, *Materials*, vol. 12, nº. 10, doi: 10.3390/ma12101641.
- [15] Venu, B., Bhavyaswathi, I., Raju, L. S., e Santhanam, G. (2019), “A review on Friction Stir Welding of various metals and its variables”, [Online]. Available: *ScienceDirect, Elsevier, Materialstoday:Proceedings* 18 (2019) 298-302.
- [16] Gite, R. A., Loharkar, P. K., e Shimpi, R. (2019), “Friction stir welding parameters and application: A review,” in *Materials Today: Proceedings*, vol. 19, pp. 361–365, doi: 10.1016/j.matpr.2019.07.613.
- [17] Silva, A. C. F., Braga, D. F. O., Figueiredo, M. A. V., e Moreira, P. M. G. P. (2015, July), “Ultimate tensile strength optimization of different FSW aluminium alloy joints,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 79, nº. 5–8, pp. 805–814, doi: 10.1007/s00170-015-6871-2.
- [18] Alves, F. (2020), “Juntas T tri-dissimilares soldadas por Fricção linear (FSW)”. Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica na especialidade de Produção e Projeto, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- [19] Carvalho, D. (2015), “Comportamento mecânico de juntas T soldadas por fricção linear na liga AA6082”. Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica na especialidade de Produção e Projeto, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- [20] Dehghani, M., Mousavi, S. A. A. A., e Amadeh, A. (2013, July), “Effects of welding parameters and tool geometry on properties of 3003-H18 aluminum alloy to mild steel friction stir weld”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 23, nº. 7, pp. 1957–1965, doi: 10.1016/S1003-6326(13)62683-7.
- [21] Yisong, W., Jianhua, T., e Congqing, L., “Application of Friction Stir Welding on the Large Aircraft Floor Structure”, China FSW Center, BAMTRI.
- [22] Oliveira, S., e Fernandes, A. A. (2018), “Influência da geometria da ferramenta na soldadura por fricção linear em ligas de alumínio AA 2017-T4”. Tese de Mestrado, FEUP, Porto.
- [23] Hori, H., e Hino, H. (2003), “Application of friction stir welding to the car body”, *Welding International*, vol. 17, nº. 4, pp. 287–292, doi: 10.1533/wint.2003.3101.
- [24] Zhao, Y., Zhou, L., Wang, Q., Yan, K., e Zou, J. (2014), “Defects and tensile properties of 6013 aluminum alloy T-joints by friction stir welding”, *Materials and Design*, vol. 57, pp. 146–155, doi: 10.1016/j.matdes.2013.12.021.
- [25] Jesus, J. S., Costa, J. M., Loureiro, A., e Ferreira, J. M. (2018, May), “Assessment of friction stir welding aluminium T-joints”, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 255, pp. 387–399, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.12.036.
- [26] Fratini, L., Buffa, G., Micari, F., e Shivpuri, R. (2009, September), “On the material flow in FSW of T-joints: Influence of geometrical and technological parameters”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 44, nº. 5–6, pp. 570–578, doi: 10.1007/s00170-008-1836-3.
- [27] Tavares, S. M. O., Castro, R. A. S., Richter-Trummer, V., Vilaça, P., Moreira, P. M. G. P., e Castro, P. M. S. T. (2010, May), “Friction stir welding of T-joints with dissimilar aluminium alloys: Mechanical joint characterisation”, *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 15, nº. 4, pp. 312–318, doi: 10.1179/136217109X12562846839114.

- 
- [28] Durdević, A., Sedmak, A., Živković, A., Durdević, D., Marković, M., e Milčić, M. (2018), “Durd Stir Welded T-joints”, in *Procedia Structural Integrity*, vol. 13, pp. 424–429, doi: 10.1016/j.prostr.2018.12.071.
- [29] Mehta, K. P., e Badheka, V. J. (2016, February), “Effects of tilt angle on the properties of dissimilar friction stir welding copper to aluminum”, *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 31, n.º. 3, pp. 255–263, doi: 10.1080/10426914.2014.994754.
- [30] Abd Elnabi, M. M., Elshalakany, A. B., Abdel-Mottaleb, M. M., Osman, T. A., e Mokadem, A. (2019, April), “Influence of friction stir welding parameters on metallurgical and mechanical properties of dissimilar AA5454-AA7075 aluminum alloys”, *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 8, n.º. 2, pp. 1684–1693, doi: 10.1016/j.jmrt.2018.10.015.
- [31] Shaik, B., Harinath Gowd, G., e Durga Prasad, B. (2019), “Experimental and parametric studies with friction stir welding on aluminium alloys”, in *Materials Today: Proceedings*, vol. 19, pp. 372–379, doi: 10.1016/j.matpr.2019.07.615.
- [32] Biswas, P., Kumar, D. A., e Mandal, N. R. (2012, April), “Friction stir welding of aluminum alloy with varying tool geometry and process parameters”, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, vol. 226, n.º. 4, pp. 641–648, doi: 10.1177/0954405411424111.
- [33] Shalin, M., e Hiten, M. (2018), “Experimental Analysis on Effect of Tool Transverse Feed, Tool Rotational Speed and Tool Pin Profile Type on Weld Tensile Strength of Friction Stir Welded Joint of AA 6061”, [Online]. Available: *ScienceDirect, Elsevier, Materialstoday:Proceedings 5* (2018) 487-493.
- [34] Rai, R., De, A., Bhadeshia, H. K. D. H., e DebRoy, T. (2011, May), “Review: Friction stir welding tools”, *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 16, n.º. 4, pp. 325–342, doi: 10.1179/1362171811Y.0000000023.
- [35] Mendes, N., Neto, P., Loureiro, A., e Moreira, A. P. (2016), “Machines and control systems for friction stir welding: A review”, *Materials and Design*, vol. 90, pp. 256–265, doi: 10.1016/j.matdes.2015.10.124.
- [36] Krishnan, M. M., Maniraj, J., Deepak, R., e Anganan, K. (2018), “Prediction of optimum welding parameters for FSW of aluminium alloys AA6063 and A319 using RSM and ANN”. [Online]. Available: *ScienceDirect, Elsevier, Materialstoday:Proceedings 5* (2018) 716-723.
- [37] Zhang, S., Shi, Q., Liu, Q., Xie, R., Zhang, G. e Chen, G. (2018, October), “Effects of tool tilt angle on the in-process heat transfer and mass transfer during friction stir welding”, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 125, pp. 32–42, doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.04.067.
- [38] Wang, X., Pan, Y., e Lados, D. A. (2018, August), “Friction Stir Welding of Dissimilar Al/Al and Al/Non-Al Alloys: A Review”, *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, vol. 49, n.º. 4, pp. 2097–2117, doi: 10.1007/s11663-018-1290-z.
- [39] Sharma, N., Siddiquee, A. N., Khan, Z. A., e Mohammed, M. T. (2018, May), “Material stirring during FSW of Al–Cu: Effect of pin profile”, *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 33, n.º. 7, pp. 786–794, doi: 10.1080/10426914.2017.1388526.
- [40] Shi, L., e Wu, C. S. (2017, January), “Transient model of heat transfer and material flow at different stages of friction stir welding process”, *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 25, pp. 323–339, doi: 10.1016/j.jmapro.2016.11.008.
- [41] Devaraju, A., Shalem, J., e Manichandra, B. (2019), “Effect of Rotation speed on Tensile Properties & Microhardness of Dissimilar Al Alloys 6061-T6 to 2024-T6
-

- Welded via Solid State Joining Technique”. [Online]. Available: *ScienceDirect, Elsevier, Materialstoday:Proceedings* 18 (2019) 3286-3290.
- [42] Zhang, Y. N., Cao, X., Larose, S. e Wanjara, P. (2012, July), “Review of tools for friction stir welding and processing”, *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 51, n°. 3. pp. 250–261, doi: 10.1179/1879139512Y.0000000015.
- [43] Khan, N. Z., Khan, Z. A., e Siddiquee, A. N. (2015), “Effect of Shoulder Diameter to Pin Diameter (D/d) Ratio on Tensile Strength of Friction Stir Welded 6063 Aluminium Alloy”, in *Materials Today: Proceedings*, vol. 2, n°. 4–5, pp. 1450–1457, doi: 10.1016/j.matpr.2015.07.068.
- [44] Wu, H., Chen, Y. C., Strong, D., e Prangnell, P. (2015), “Stationary shoulder FSW for joining high strength aluminum alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 221, pp. 187–196, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.02.015.
- [45] Elangovan, K., Balasubramanian, V., e Valliappan, M. (2008, March), “Effect of tool pin profile and tool rotational speed on mechanical properties of friction stir welded AA6061 aluminium alloy”, *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 23, n°. 3, pp. 251–260, doi: 10.1080/10426910701860723.
- [46] Acerra, F., Buffa, G., Fratini, L., e Troiano, G. (2010, June), “On the FSW of AA2024-T4 and AA7075-T6 T-joints: An industrial case study”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 48, n°. 9–12, pp. 1149–1157, doi: 10.1007/s00170-009-2344-9.
- [47] Astarita, A., Squillace, A., Scala, A., e Prisco, A. (2012, August), “On the critical technological issues of friction stir welding T-joints of dissimilar aluminum alloys”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 21, n°. 8, pp. 1763–1771, doi: 10.1007/s11665-011-0073-3.
- [48] Khan, N. Z., Siddiquee, A. N., Khan, Z. A. e Shihab, S. K. (2015, July), “Investigations on tunneling and kissing bond defects in FSW joints for dissimilar aluminum alloys”, *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 648, pp. 360–367, doi: 10.1016/j.jallcom.2015.06.246.
- [49] Tronci, A., Mckenzie, R., Leal, R. M., e Rodrigues, D. M. (2011, July), “Microstructural and mechanical characterization of 5XXX-H111 friction stir welded tailored blanks”, *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 16, n°. 5, pp. 433–439, doi: 10.1179/1362171811Y.0000000012.
- [50] Jesus, J. S., Gruppelaar, M., Costa, J. M., Loureiro, A. e Ferreira, J. A. M. (2016), “Effect of geometrical parameters on Friction Stir Welding of AA 5083-H111 T-joints”, in *Procedia Structural Integrity*, vol. 1, pp. 242–248, doi: 10.1016/j.prostr.2016.02.033.
- [51] Palanivel, R., Koshy Mathews, P., Murugan, N. e Dinaharan, I. (2012, September), “Effect of tool rotational speed and pin profile on microstructure and tensile strength of dissimilar friction stir welded AA5083-H111 and AA6351-T6 aluminum alloys”, *Materials and Design*, vol. 40, pp. 7–16, doi: 10.1016/j.matdes.2012.03.027.
- [52] Leal, G., “2017A T4|Barra”. Acedido a 6 de Outubro de 2020, em: <https://gleal.pt/files/products/30.pdf>.
- [53] Metalthaga, “Aplicações do alumínio naval e suas ligas”. Acedido a 6 de Outubro de 2020, em: <https://metalthaga.com.br/artigos/aplicacoes-do-aluminio-naval-e-suas-ligas/>.
- [54] Leal, G., “5083 H111|Chapa”. Acedido a 6 de Outubro de 2020, em: <https://www.gleal.pt/files/products/25.pdf>.
- [55] Leal, G., “6082 T6|Barra”. Acedido a 6 de Outubro de 2020, em: <https://www.gleal.pt/files/products/150.pdf>.

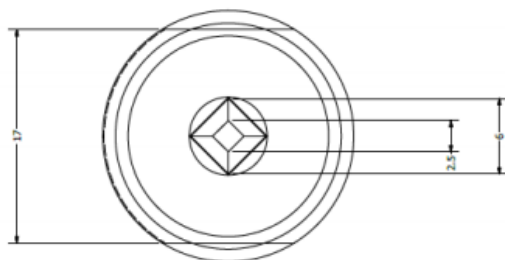
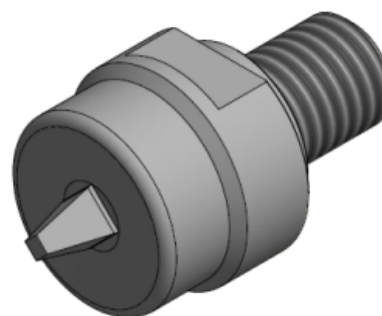
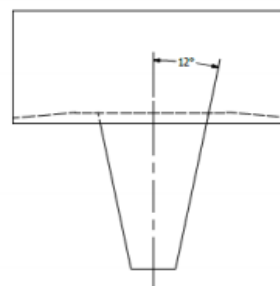
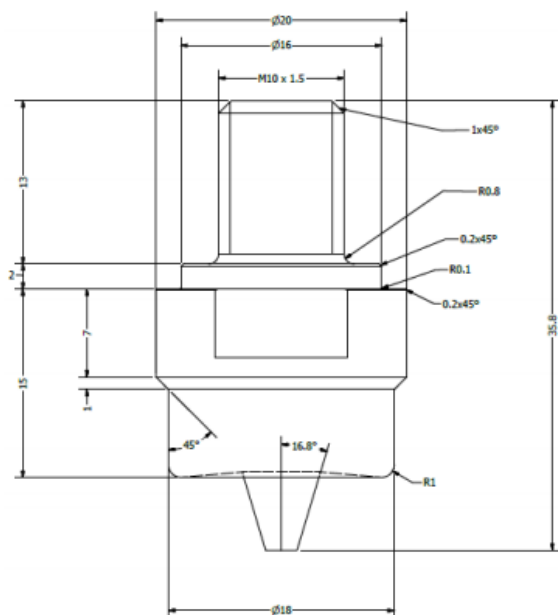
- 
- [56] Gungor, B., Kaluc, E., Taban, E. e Sik, A. (2014), “Mechanical, fatigue and microstructural properties of friction stir welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys”, *Materials and Design*, vol. 56, pp. 84–90, doi: 10.1016/j.matdes.2013.10.090.
- [57] Yadava, M. K., Mishra, R. S., Chen, Y. L., Carlson, B. e Grant, G. J. (2010, January), “Study of friction stir joining of thin aluminium sheets in lap joint configuration”, *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 15, n.º. 1, pp. 70–75, doi: 10.1179/136217109X12537145658733.
- [58] Arora, A., De, A., e Debroy, T. (2011, January), “Toward optimum friction stir welding tool shoulder diameter”, *Scripta Materialia*, vol. 64, n.º. 1, pp. 9–12, doi: 10.1016/j.scriptamat.2010.08.052.
- [59] Abnar, B., Kazeminezhad, M., e Kokabi, A. H. (2015, July), “Effects of heat input in friction stir welding on microstructure and mechanical properties of AA3003-H18 plates”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 25, n.º. 7, pp. 2147–2155, doi: 10.1016/S1003-6326(15)63826-2.
- [60] Chaves, R. (2019), “Soldadura por Fricção Linear de Juntas T em Três materiais dissimilares”. Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica na Especialidade de Energia e Ambiente, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- [61] Huang, Y. (2016, October), “Material-flow behavior during friction-stir welding of 6082-T6 aluminum alloy”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 87, n.º. 1–4, pp. 1115–1123, doi: 10.1007/s00170-016-8603-7.
- [62] Silva, C. (2016), “Influência da geometria da ferramenta na morfologia e comportamento à fadiga de juntas T dissimilares, nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear”. Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica na Especialidade de Produção e Projeto, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- [63] Martins, P. (2017), “Efeito da geometria da ferramenta no comportamento mecânico de ligações T dissimilares nas ligas AA5083 e AA6082, soldadas por fricção linear”. Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica na Especialidade de Produção e Projeto, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.



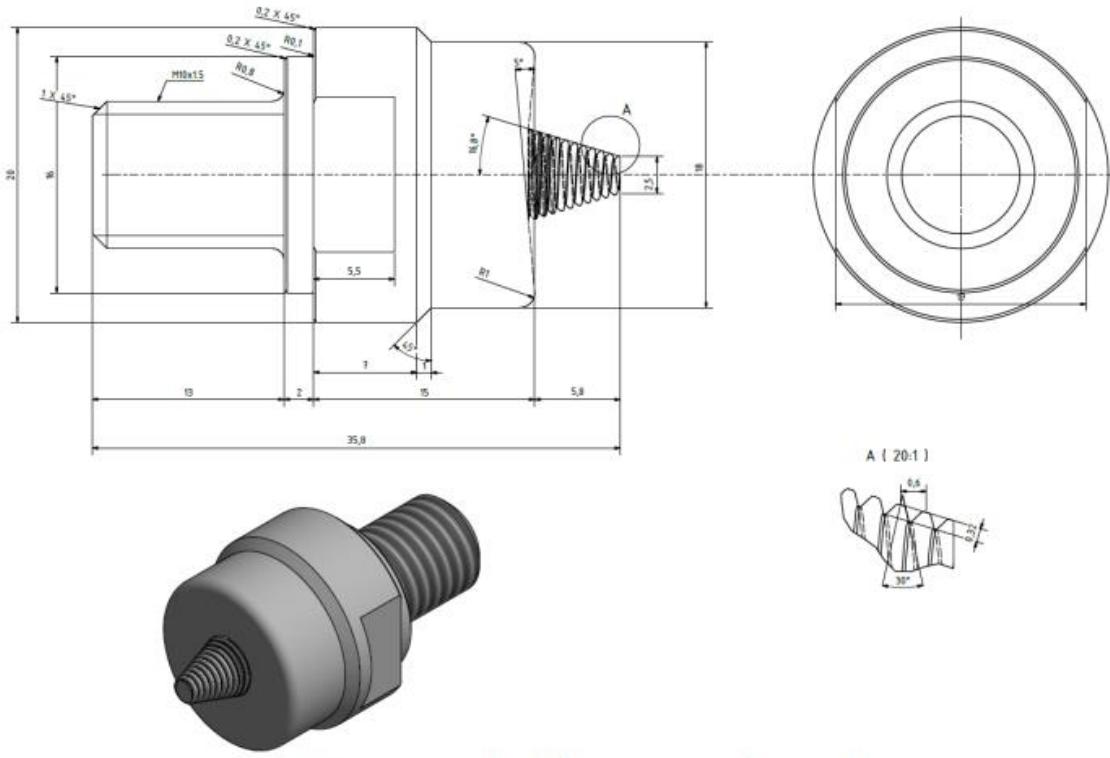


## ANEXO A

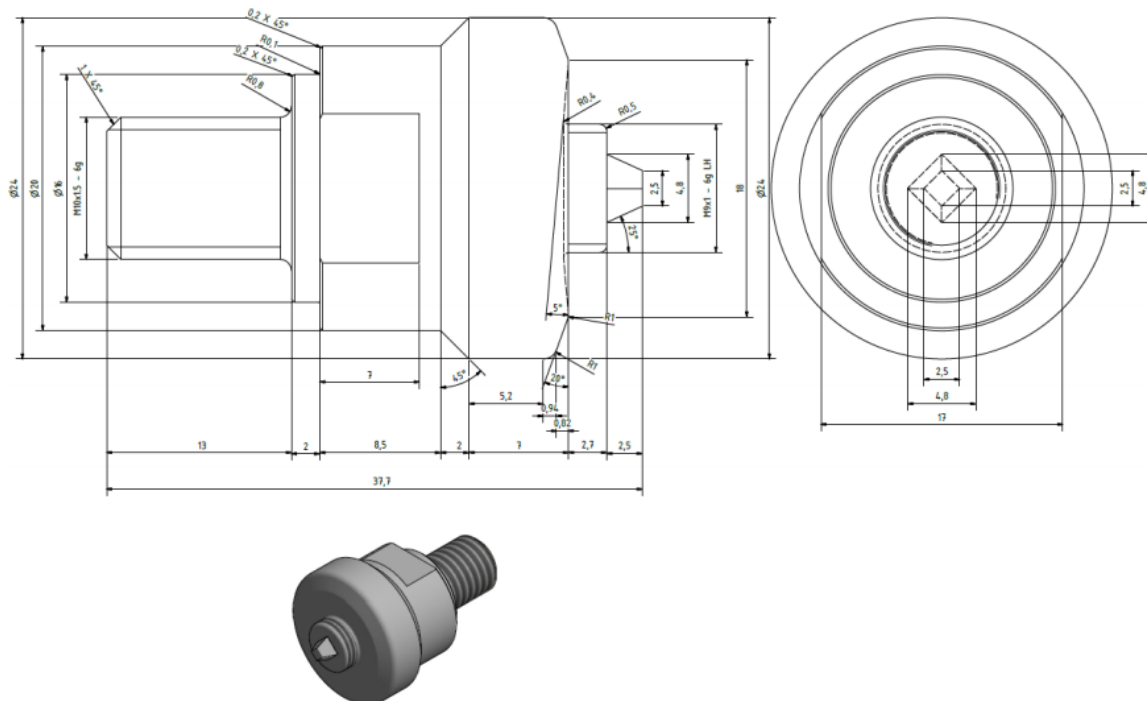
### a) Ferramenta Piramidal



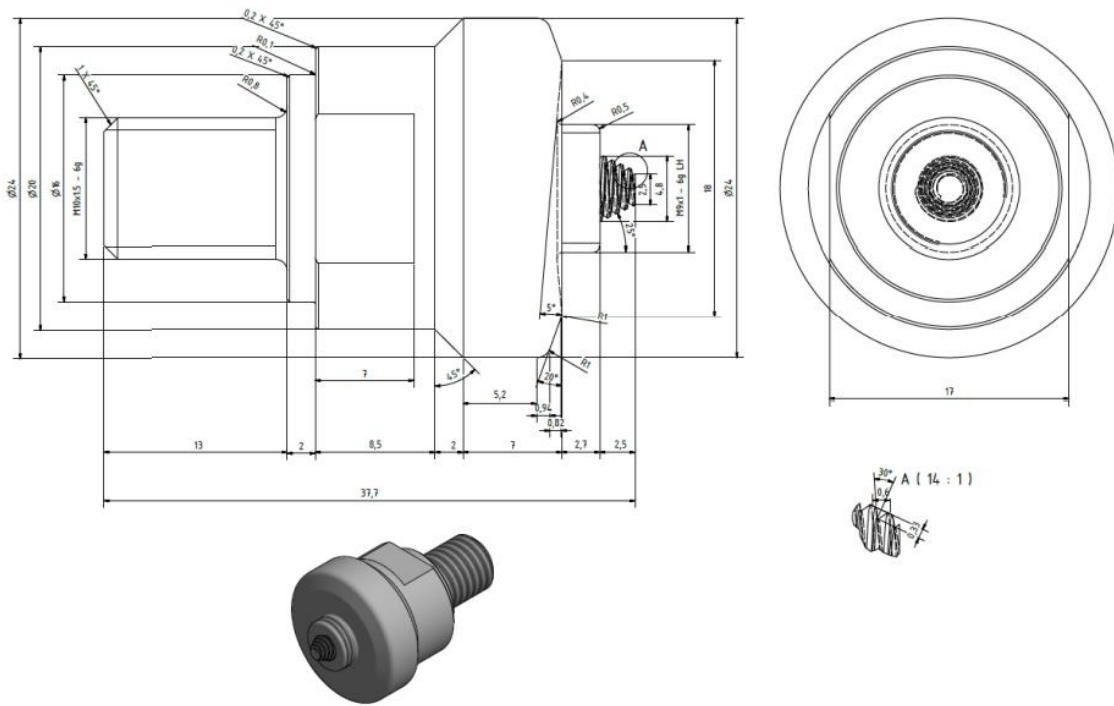
## b) Ferramenta Cônica Roscada



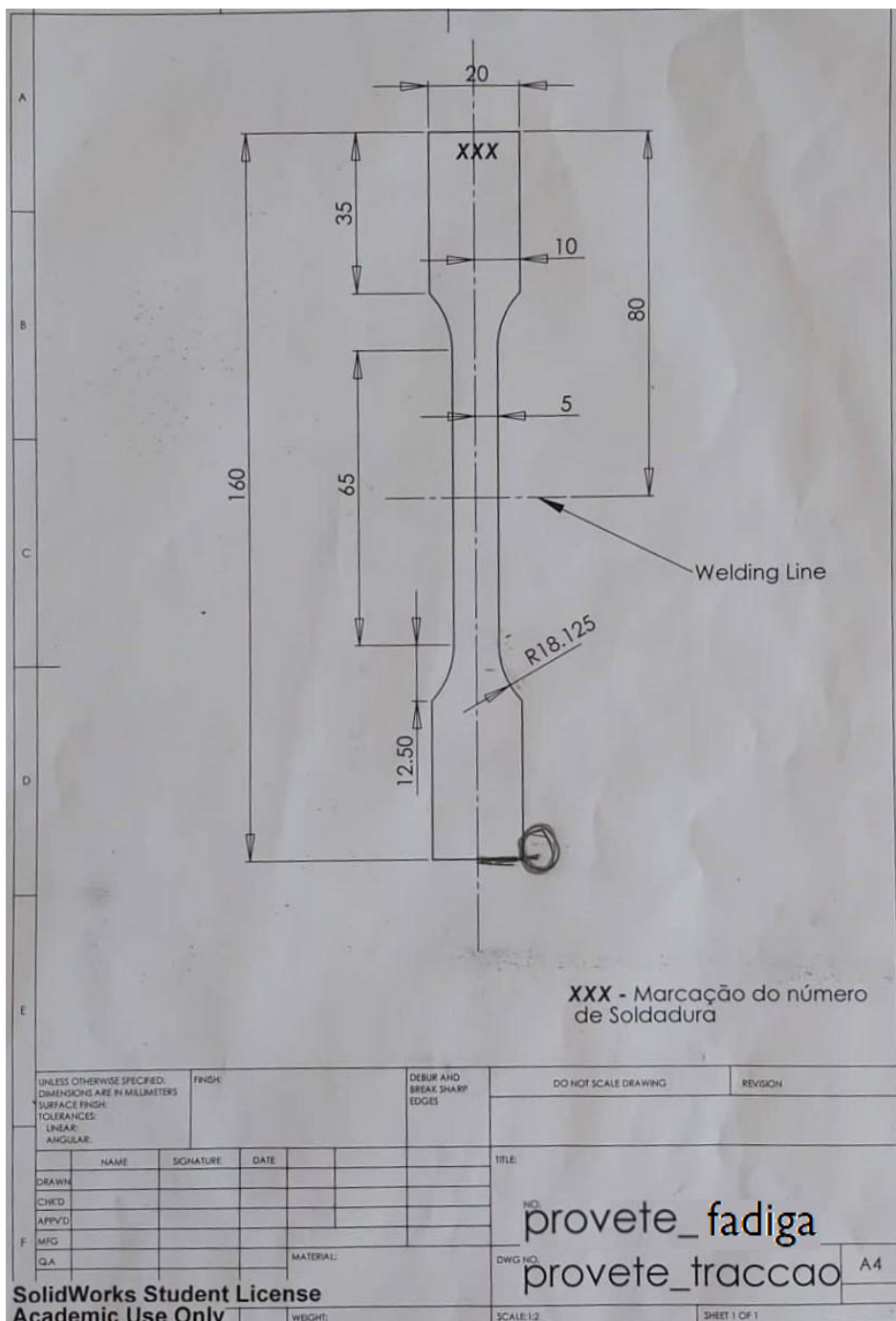
## c) Ferramenta Progressiva Piramidal



### d) Ferramenta Progressiva Cônica Roscada



# ANEXO B





## APÊNDICE

### a) Parâmetros de soldadura usados para análise

Nº Série de soldadura	Código	Ferramenta	w (rpm)	v (mm/min)	Ângulo (°)	P (mm)	T(°C) LA	LR
<b>Soldaduras Tridissimilares</b>								
2_562	PCR-60-7,0	PCR	500	60	3	7,0	---	---
3_562	PCR-120-6,8	PCR	500	120	3	6,8	430	379
4_562	PCR-230-7,0	PCR	500	230	3	7,0	---	---
6_265	PCR-60-7,0	PCR	500	60	3	7,0	---	---
7_265	PCR-120-6,8	PCR	500	120	3	6,8	271	293
8_265	PCR-230-7,0	PCR	500	230	3	7,0	---	---
<b>Soldaduras Dissimilares</b>								
9_65P	-60-7,55	P	500	60	3	7,55	294	239
10_65P	-120-7,65	P	500	120	3	7,65	328	304
11_56P	-60-7,65	P	500	60	3	7,65	350	383
12_56P	-120-7,65	P	500	120	3	7,65	460	313
13_65CR	-60-6,9	CR	500	60	3	6,9	175	213
14_65CR	-120-7,4	CR	500	120	3	7,4	291	288
15_56CR	-60-7,5	CR	500	60	3	7,5	205	214
16_56CR	-120-7,55	CR	500	120	3	7,55	303	228
17_65PP	-60-7	PP	500	60	3	7	425	462
18_65PP	-120-7	PP	500	120	3	7	436	420
19_56PP	-60-7	PP	500	60	3	7	396	409
20_56PP	-120-7	PP	500	120	3	7	494	389
21_65PCR	-60-7	PCR	500	60	3	7	349	362
22_65PCR	-120-7	PCR	500	120	3	7	426	343
23_56PCR	-60-7	PCR	500	60	3	7	362	449
24_56PCR	-120-7	PCR	500	120	3	7	340	377

**b) Composição química dos reagentes**

<b>Keller tradicional</b>	H <sub>2</sub> O – água destilada	190 ml
	HNO <sub>3</sub> - ácido nítrico	5 ml
	HCl – ácido Hidroclorídrico	3 ml
	HF – ácido fluorídrico	2 ml

<b>Keller modificado</b>	HCl – ácido hidroclorídrico	30 ml
	NHO <sub>3</sub> – ácido nítrico	77,5 ml
	HF – ácido fluorídrico	2,5 ml
	H <sub>2</sub> O – água destilada	65 ml
	H <sub>2</sub> CrO <sub>4</sub> -ácido crômico	30 g

<b>Poulton</b>	HCl – ácido hidroclorídrico	30 ml
	HNO <sub>3</sub> – ácido nítrico	15 ml
	HF – ácido fluorídrico	2,5 ml
	H <sub>2</sub> O – água destilada	2,5 ml

<b>Weck's</b>	KMnO <sub>4</sub>	4 g
	NaOH	1g
	H <sub>2</sub> O	100 ml