

José Manuel Severino Mestre Braizinha Sebastião

# CARACTERIZAÇÃO DE SOLDADURAS PARA APLICAÇÕES AERONÁUTICAS

Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica  
na Especialidade de Produção e Projeto

Julho, 2017

• U • C •



UNIVERSIDADE DE COIMBRA



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS  
E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA

# **Caracterização de Soldaduras para Aplicações Aeronáuticas**

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

**Autor**

**José Manuel Severino Mestre Brazinha Sebastião**

**Orientadores**

**Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues**

**Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão**

**Júri**

<b>Presidente</b>	<b>Professora Doutora Cristina Maria Gonçalves dos Santos</b> <b>Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra</b>
<b>Orientador</b>	<b>Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues</b> <b>Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra</b>
<b>Vogais</b>	<b>Professor Doutor Rui Manuel Ferreira Leal</b> <b>Professor Adjunto do Instituto Politécnico de Leiria</b>

**Colaboração Institucional**

---



*Centro Tecnológico en Tecnologías de Unión*  
**IK4-Lortek**

**Coimbra, julho, 2017**



“Não existe nada de completamente errado no mundo, mesmo um relógio parado consegue estar certo duas vezes ao dia.”

Paulo Coelho



## Agradecimentos

A presente dissertação representa o culminar de mais uma etapa, a sua realização não se teria tornado possível sem o incansável suporte de algumas pessoas. Para tal, gostaria de partilhar os meus sinceros agradecimentos:

À Professora Doutora Dulce Rodrigues e ao Doutor Carlos Leitão, orientadores da presente dissertação, pela disponibilidade imediata, por todas as críticas construtivas, pelo incentivo e boa disposição demonstrados ao longo da realização desta dissertação

Aos meus colegas de laboratório pelo sentido de entreatajuda, a grande amizade e companheirismo ao longo destes últimos meses.

A todos os meus amigos que, longe ou perto, ouviram e aconselharam nos momentos difíceis. Foram, inegavelmente, um pilar importante na elaboração da dissertação.

À minha família, principalmente aos meus pais e irmãs, pelo apoio incondicional e pela confiança demonstrados ao longo do meu percurso académico.

A todos,  
O meu sincero obrigado.



## Resumo

O trabalho realizado no âmbito desta dissertação teve como objetivo analisar a influência dos parâmetros do processo *Friction Stir Welding* (FSW), e da geometria da ferramenta, nas propriedades de soldaduras produzidas, em junta sobreposta, na liga de alumínio tratável termicamente 7075-T6. Para tal utilizaram-se duas ferramentas distintas, uma com pino cilíndrico e outra com pino cilíndrico tri-facetado, e foram testadas duas combinações de velocidades de avanço e de rotação distintas, para cada ferramenta. As soldaduras foram ensaiadas em duas condições de tratamento: após soldadura e após tratamento térmico de solubilização (480 °C durante 2 horas).

O trabalho de caracterização das soldaduras compreendeu a realização de testes de análise metalográfica, ensaios de dureza e ensaios de tração em corte com solicitação do lado do recuo. Os ensaios de tração foram realizados utilizando carregamentos monótonos, para as soldaduras nas duas condições de tratamento, e cíclicos, para as soldaduras não-tratadas termicamente. A análise metalográfica revelou a presença de defeitos do tipo *Hook*, no lado do avanço, e do tipo *Cold Lap*, no lado do recuo das soldaduras. Foram também observadas diferenças na morfologia do *Nugget*, para as soldaduras realizadas com diferentes combinações de velocidades de rotação e de avanço. Apesar disso, quando solicitadas com cargas monótonas, as soldaduras não revelaram diferenças significativas de resistência, nas duas condições de tratamento. Observaram-se apenas diferenças apreciáveis, no modo de rotura em tração, para as soldaduras testadas após tratamento térmico de solubilização. A análise metalográfica revelou a ocorrência do fenómeno de crescimento de grão anormal (AGG), em toda a região do *Nugget*, durante o tratamento de solubilização. Observou-se uma correlação entre a heterogeneidade na morfologia e no tamanho do grão anormal no *Nugget* com o modo de rotura em tração. A microestrutura do *Nugget* terá tido também influencia na resistência à fadiga das soldaduras. As soldaduras efetuadas com maior passo (v/w), caracterizadas por menor tamanho de grão, revelaram resistência à fadiga superior à das soldaduras efetuadas com menor passo.

**Palavras-chave:** *Friction Stir Welding*, Junta Sobreposta, Liga de Alumínio 7075-T6, Tratamento Térmico Pós-Soldadura.



## Abstract

The work carried out within this dissertation aimed the study of the influence of the process parameters, and of the tool geometry, on the properties of 7075-T6 lap welds produced by Friction Stir Welding (FSW). Two different tools, one with a cylindrical pin and another with a three-faceted cylindrical pin, were used in the investigation. Two different combinations of welding and rotational speeds (welding-pitch) were used for each tool. The welds were tested in two different post-welding conditions: as-welded and heat-treated (solubilisation at 480 °C for 2 hours).

The characterization of the welds included performing metallographic analysis, hardness tests and shear-tensile tests of retreating side samples. The shear-tensile tests were performed using monotonic loading, for samples in both post-welding conditions, and cyclic loading, for samples in the as-welded condition. The metallographic analysis revealed the presence of the Hook defect, at the advancing side, and of the Cold Lap Defect, at the retreating side of all the welds. Differences in Nugget morphology, for the welds produced with different welding pitches, were also registered. In spite of this, no important differences in welds strength in monotonic loading were found, for the samples in both post-welding conditions. Only the failure mode of the welds in the heat-treated condition was found to be different for the welds performed with the different welding-pitches. The metallographic analysis revealed the occurrence of abnormal grain growth (AGG), in the entire Nugget region, during the solubilization treatment. A close relation between the abnormal grain size and morphology, inside the Nugget, and the failure mode in monotonic loading was found. It was also found that Nugget microstructure should had influence on the fatigue strength of the welds. In fact, the welds produced with higher welding pitch, with smaller grain size in the Nugget, had higher fatigue strength than the welds produced with smaller welding pitch.

**Keywords** Friction Stir Welding, Lap Joining, 7075-T6 Aluminium Alloy, Post-Welding Heat Treatment.



---

## Índice

Índice de Figuras .....	xi
Índice de Tabelas .....	xiii
Simbologia e Siglas .....	xv
Simbologia.....	xv
Siglas .....	xv
1. Introdução.....	1
2. Estado da Arte .....	3
2.1. Friction Stir Welding .....	3
2.1.1. Princípios da Tecnologia .....	3
2.1.2. Parâmetros do Processo .....	4
2.1.3. Características da Soldadura.....	6
2.2. Defeitos em FSLW .....	7
2.3. FSW nas Ligas de Alumínio 7xxx.....	12
2.4. Tratamento Térmico Pós-Soldadura (PWHT) .....	14
3. Procedimento Experimental .....	17
3.1. Metal Base .....	17
3.2. Produção das Soldaduras .....	17
3.2.1. Parâmetros de Soldadura .....	17
3.2.2. Amostragem .....	18
3.3. Tratamentos Térmicos Pós-Soldadura .....	19
3.4. Análise Metalográfica.....	20
3.5. Caracterização Mecânica .....	20
3.5.1. Ensaio de Dureza .....	20
3.5.2. Ensaio de Tração .....	20
3.5.3. Ensaio de Fadiga.....	22
4. Resultados e Discussão.....	25
4.1. Caracterização do Metal Base.....	25
4.2. Caracterização das Soldaduras sem PWHT .....	26
4.2.1. Análise Metalográfica.....	26
4.2.2. Caracterização Mecânica.....	33
4.3. Caracterização das Soldaduras com PWHT .....	39
4.3.1. Análise Metalográfica.....	39
4.3.2. Caracterização Mecânica.....	41
5. Conclusões.....	47
Referências Bibliográficas.....	51



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Esquema da tecnologia de FSW (adaptado de Bergmann et al., 2016). .....	3
Figura 2.2. Parâmetros do processo (adaptado de Leitão, 2013).....	4
Figura 2.3. Exemplos de ferramentas de FSW (adaptado de Nandan et al., 2008).....	6
Figura 2.4. Zonas microestruturais das soldaduras produzidas por FSW. ....	6
Figura 2.5. Exemplos de defeitos em FSW (adaptado de Leitão, 2013). ....	7
Figura 2.6. Exemplos dos defeitos do tipo Hook e Cold Lap com a representação das espessuras resistentes e da largura resistente (adaptado de Li et al., 2016). ....	8
Figura 2.7. Ferramenta acoplada com uma base estacionária (Li et al., 2016). ....	10
Figura 2.8. Geometria da ferramenta (Salari et al., 2014). ....	11
Figura 3.1. Esquema da junta e das dimensões das chapas (adaptado de Li et al., 2016)...	18
Figura 3.2. Esquema de amostragem dos provetes com a respetiva caracterização.....	19
Figura 3.3. Esquema da curva do tratamento térmico. ....	19
Figura 3.4. Esquema das linhas das medições da microdureza. ....	20
Figura 3.5. Esquema do ensaio de tração em corte às soldaduras. ....	21
Figura 3.6. Esquema do ensaio de tração uniaxial ao metal base.....	21
Figura 3.7. Extensómetro ótico ARAMIS Optical 3D Deformation & Strain measurement system utilizado.....	22
Figura 3.8. Preparação das superfícies dos provetes para medição com DIC. ....	22
Figura 4.1. Curvas reais tensão-deformação do metal base, antes e após o tratamento térmico.....	25
Figura 4.2. Secção transversal das soldaduras. a) soldadura CL_1000_150. b) soldadura CL_800_250. c) soldadura FT_1000_150. d) soldadura FT_800_250. ....	27
Figura 4.3. Áreas da ZTMA e do Nugget, na secção transversal. ....	28
Figura 4.4. Ampliação das secções transversais das soldaduras na região próxima da interface original. a) soldadura CL_1000_150. b) soldadura CL_800_250. c) soldadura FT_1000_150. d) soldadura FT_800_250. ....	29
Figura 4.5. Variação da espessura resistente com o passo de soldadura, nos defeitos Hook e Cold Lap. ....	30
Figura 4.6. Variação da largura resistente com o passo de soldadura. ....	31
Figura 4.7. Secções horizontais na região do defeito Cold Lap. a) a f) diferentes secções longitudinais da soldadura CL_800_250. g) defeito Hook. h) e i) defeito Cold Lap.....	32

Figura 4.8. Perfil de dureza na secção transversal das soldaduras sem PWHT. a) linha de durezas da chapa superior. b) linha de durezas da chapa inferior. c) evolução da dureza na secção transversal da soldadura CL_1000_150. ....	34
Figura 4.9. Resultados do ensaio de tração em corte das soldaduras sem PWHT. a) curvas força-extensão. b) mapas de distribuição da deformação nas amostras, no instante em que foi atingida a carga máxima. ....	36
Figura 4.10. Macrografia da zona de rotura da soldadura FT_800_250 antes do PWHT. .	36
Figura 4.11. Comportamento à fadiga dos quatro tipos de soldadura. ....	37
Figura 4.12. Superfícies de rotura à fadiga da soldadura CL_800_250, a 30 MPa. ....	38
Figura 4.13. Secção transversal das soldaduras com PWHT. a) CL_1000_150. b) CL_800_250. c) FT_1000_150. d) FT_800_250. ....	40
Figura 4.14. AGG junto aos defeitos Hook e Cold Lap. a) soldadura CL_1000_150. b) soldadura CL_800_250. ....	41
Figura 4.15. Perfil de dureza na secção transversal das soldaduras com PWHT. a) linha de durezas da chapa superior. b) linha de durezas da chapa inferior. ....	42
Figura 4.16. Resultados do ensaio de tração em corte das soldaduras com PWHT. a) curvas força-extensão. b) mapas de distribuição da deformação nas amostras, no instante em que foi atingida a carga máxima. ....	43
Figura 4.17. Exemplo da zona de rotura para uma amostra realizada com menor passo de soldadura. ....	44
Figura 4.18. Exemplo da zona de rotura para uma amostra realizada com maior passo de soldadura. ....	44
Figura 4.19. Superfície de separação da soldadura FT_1000_150. ....	46

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1. Composição química da liga de alumínio 7075-T6 (pd%).....	17
Tabela 3.2. Parâmetros utilizados na produção das soldaduras e a respetiva designação... 18	
Tabela 3.3. Ensaios de fadiga realizados a cada soldadura e a respetiva carga.....	23
Tabela 4.1. Propriedades mecânicas do metal base, antes e após tratamento térmico. ....	26



## SIMBOLOGIA E SIGLAS

### Simbologia

- AS – Lado do avanço da soldadura  
CL – Pino cilíndrico roscado  
 $D_p$  – Diâmetro do pino  
 $D_s$  – Diâmetro da base  
ELW – Largura Resistente  
 $EST_C$  – Espessura resistente no defeito *Cold Lap*  
 $EST_H$  – Espessura resistente no defeito *Hook*  
 $F_z$  – Força vertical  
FT – Pino cilíndrico tri-facetado roscado  
 $l_{dz}$  – Penetração  
 $L_p$  – Comprimento do pino  
RS – Lado do recuo da soldadura  
 $\alpha$  – Ângulo de inclinação  
 $\alpha_s$  – Ângulo da concavidade  
 $\varepsilon_{m\acute{a}x}$  – Deformação máxima  
 $v$  – Velocidade de avanço da ferramenta  
 $\sigma_0$  – Tensão limite de elasticidade  
 $\sigma_{m\acute{a}x}$  – Tensão de rotura  
 $\omega$  – Velocidade de rotação da ferramenta

### Siglas

- ASTM – *American Society for Testing and Materials*  
AGG – Crescimento de Grão Anormal  
DIC – *Digital Image Correlation*

FSW – *Friction Stir Welding*

FSLW – *Friction Stir Lap Welding*

MB – Metal Base

PWHT – Tratamento térmico pós-soldadura

SEM – Microscopia Eletrónica de Varrimento

TWI – *The Welding Institute*

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTMA – Zona Termo Mecanicamente Afetada

## 1. INTRODUÇÃO

A tecnologia *Friction Stir Welding* (FSW) é considerada uma via favorável para a realização de soldaduras devido às excelentes propriedades obtidas, após o processo de soldadura, em comparação com os métodos convencionais de soldadura por fusão. O desenvolvimento desta tecnologia é constante, especialmente no que concerne a uma aplicação na ligação em junta sobreposta (*Friction Stir Lap Welding* (FSLW)). Com efeito, muitos estudos foram realizados, na tentativa de melhorar a qualidade das soldaduras, com especial enfoque nas ligas de alumínio tratáveis termicamente, amplamente conhecidas por apresentarem uma baixa soldabilidade em soldadura por fusão. Apesar disso, muitos autores reportam a existência de imperfeições nas soldaduras em junta sobreposta, como é o caso dos defeitos provenientes da movimentação da interface inicial das chapas. Estes defeitos são nefastos para a resistência mecânica das soldaduras, de modo que, para diminuir a sua severidade, foram já realizados muitos estudos focados essencialmente em otimizar os parâmetros da soldadura e/ou a geometria das ferramentas. É no contexto destes trabalhos que se insere a presente dissertação, na qual se analisaram soldaduras produzidas por FSLW, em chapas da liga de alumínio 7075-T6, com 3,175 mm de espessura.

As soldaduras foram produzidas com dois conjuntos de parâmetros de soldadura e de dois tipos de ferramenta, uma cilíndrica e outra cilíndrica tri-facetada, com o intuito de estudar a sua influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas das soldaduras. O trabalho de caracterização efetuado, compreendeu a realização de testes de análise metalográfica, ensaios de dureza, e ensaios de tração em corte, com modos de carregamento monótonos ou cíclicos. Também foram efetuados tratamentos térmicos de solubilização das soldaduras, com o intuito de uniformizar as suas propriedades mecânicas, eliminando as variações de dureza, relativamente ao metal base. No entanto, neste contexto, verifica-se pouca literatura disponível, principalmente para tratamento térmico das ligas de alumínio 7xxx.

Esta dissertação encontra-se dividida em quatro partes distintas. No capítulo 2, reservado ao estado da arte, apresenta-se uma revisão da literatura sobre o processo tecnológico estudado, sendo dado especial enfoque às questões alusivas ao tema desta

dissertação. No capítulo 3 descreve-se o procedimento experimental seguido para a produção e caracterização das soldaduras. No capítulo 4 são expostos e analisados os resultados da análise microestrutural e da caracterização mecânica das soldaduras. Finalmente, no capítulo 5 apresentam-se as conclusões do estudo realizado. Ainda de referir que algumas das designações usadas ao longo desta dissertação tiveram em conta a nomenclatura utilizada na língua inglesa.

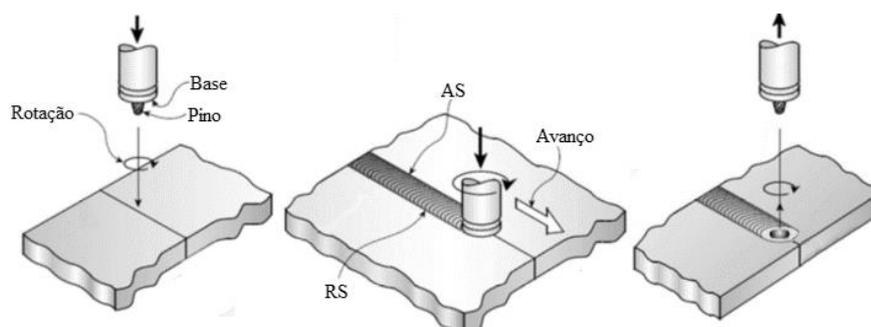
## 2. ESTADO DA ARTE

### 2.1. Friction Stir Welding

#### 2.1.1. Princípios da Tecnologia

A tecnologia de soldadura FSW, foi desenvolvida no *The Welding Institute* (TWI), no ano de 1991, por Thomas et al. (1991). Desde então, a sua aplicação industrial tem-se centrado maioritariamente na produção de componentes para as indústrias automóvel e aeronáutica, onde a sua utilização em ligação em junta sobreposta, amplamente designada por FSLW, tem também vindo a ser explorada. Esta aplicação específica a substituição das ligações efetuadas por rebites, de modo a diminuir o peso das estruturas, aumentar a segurança e facilitar a manutenção. Com efeito, Babu et al. (2012) concluíram que as juntas sobrepostas, produzidas por FSLW, apresentam maior resistência ao corte do que as juntas rebitadas. Fersini & Pirondi (2008), por outro lado, afirmam que as ligações produzidas por FSLW apresentam vantagens em termos de comportamento à fadiga, relativamente às ligações rebitadas.

Como se ilustra na Figura 2.1, no processo FSW, as ligações realizam-se com recurso a uma ferramenta rotativa, que gera calor por fricção (*friction*) em contato com o material a soldar, permitindo assim o seu amaciamento e mistura (*stir*) em estado sólido por deformação plástica, em torno do eixo da ferramenta. Por outro lado, o movimento linear da ferramenta ao longo das juntas permite a formação de um cordão de soldadura contínuo (Bergmann et al. 2016). Nesta tecnologia de ligação em estado sólido, as configurações topo-a-topo e sobreposta são as mais propensas a serem aplicadas industrialmente.



**Figura 2.1.** Esquema da tecnologia de FSW (adaptado de Bergmann et al., 2016).

A Figura 2.1 permite também distinguir duas zonas, com diferentes características, no que concerne à atuação da ferramenta sobre o metal base. Nomeadamente, o lado em que a rotação é concordante com a direção de translação, designado por lado do avanço (AS) e o lado em que a rotação é discordante com a direção de translação, designado por lado do recuo (RS). A assimetria na combinação dos movimentos da ferramenta, causa assimetria na movimentação de material e nas propriedades finais das soldaduras, que se fazem notar de forma particularmente importante nas soldaduras em junta sobreposta (Mishra & Mahoney 2007). Alguns autores reportam diferenças nas temperaturas entre o lado do avanço e no lado do recuo (Hwang et al. 2008)(Shah & Badheka 2016), o que poderá influenciar as assimetrias de propriedades mencionadas.

### 2.1.2. Parâmetros do Processo

Em qualquer processo de soldadura, a adequada seleção de parâmetros assume uma elevada importância, na medida em que diferentes tipos de junta e diferentes materiais, requerem a utilização de diferentes combinações de parâmetros do processo. Como se ilustra na Figura 2.2, os parâmetros de soldadura podem ser subdivididos nos que caracterizam a ferramenta, que é usualmente constituída por uma base e um pino, e nos que caracterizam o seu movimento e posicionamento (Leitão 2013). Posto isto, os parâmetros da ferramenta compreendem as dimensões características da ferramenta, como o diâmetro da base ( $D_s$ ), o diâmetro do pino ( $D_p$ ), o comprimento do pino ( $L_p$ ) e o ângulo da concavidade ( $\alpha_s$ ). Já os parâmetros de posição e de movimento compreendem a velocidade de avanço ( $v$ ), a velocidade de rotação ( $\omega$ ), o ângulo de inclinação ( $\alpha$ ) e a penetração ( $l_{dz}$ ) ou a força vertical ( $F_z$ ).

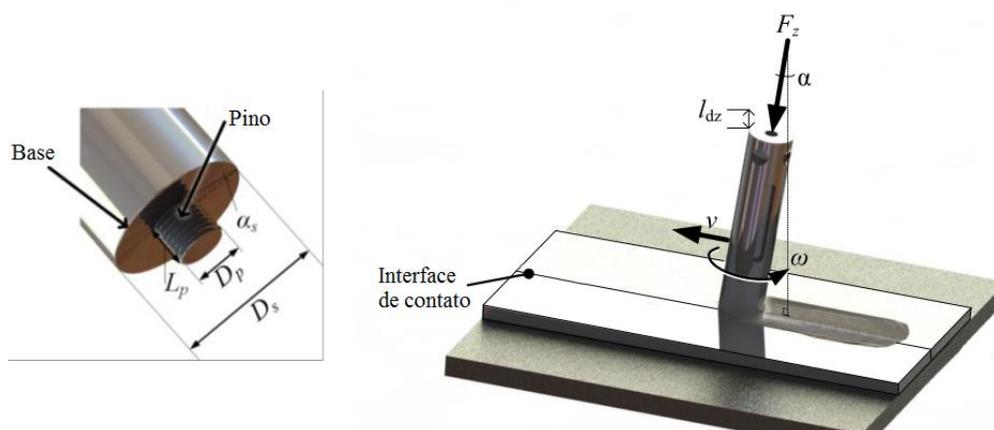


Figura 2.2. Parâmetros do processo (adaptado de Leitão, 2013).

De acordo com Buffa et al. (2009), os parâmetros com maior importância na produção de soldaduras de qualidade, são a geometria e as dimensões da base e do pino, e as velocidades de avanço e de rotação da ferramenta.

#### **2.1.2.1. Velocidade de avanço e de rotação**

A velocidade de avanço da ferramenta, normalmente medida em milímetros por minuto (mm/min), controla a distância percorrida pela ferramenta por unidade de tempo, e é responsável pela quantidade de calor fornecido ao material por unidade de comprimento. Por sua vez, a velocidade de rotação da ferramenta, descrita pelo número de rotações que a ferramenta efetua por minuto (rpm), é uma das responsáveis pelo fluxo do material em torno da ferramenta e pela geração de calor. Estes dois parâmetros podem ser relacionados através do passo de soldadura,  $v/\omega$ . Esta relação, que quantifica a distância que a ferramenta percorre por cada rotação (mm/rot), pode ser utilizada para estimar a quantidade de calor gerado na soldadura. Ou seja, quanto menor for o passo, maior será o calor introduzido na junta, pois menor será a distância percorrida pela ferramenta em cada rotação. Velocidades de avanço e de rotação excessivamente elevadas ou reduzidas promovem a ligação defeituosa dos materiais, em qualquer tipo de junta. (Barlas & Ozsarac 2012).

#### **2.1.2.2. Geometria da Ferramenta**

Até à data, a necessidade de desenvolver novas ferramentas foi ditada pela necessidade de obter soldaduras livres de defeitos e com propriedades mecânicas otimizadas. Com efeito, o *design* da ferramenta é extremamente importante pois afeta diretamente o fluxo de material e o calor gerado durante o processo. Enquanto o pino tem como principal objetivo promover o fluxo de material, tanto na vertical como na horizontal, a base da ferramenta é um dos elementos principais na geração de calor, controlando a largura da soldadura, e promovendo o fluxo de material junto à superfície da chapa (Rai et al. 2011).

Na Figura 2.3 mostram-se, a título de exemplo, algumas ferramentas, que diferem tanto na geometria da base como do pino. Na figura observam-se ferramentas com um pino cilíndrico roscado (Figura 2.3a), pino cônico roscado (Figuras 2.3b e 2.3f), e ainda, pinos com geometrias bastante complexas, como por exemplo, com inclusão de sulcos longitudinais (Figuras 2.3d e 2.3f). Por outro lado, também se observa ferramentas com bases lisas (Figuras 2.3a e 2.3b), base estriada (Figura 2.3c), e base côncava (Figura 2.3e). De acordo com Nandan et al. (2008), as ferramentas das Figuras 2.3a, 2.3b e 2.3c são

normalmente utilizadas em soldadura topo a topo, enquanto que as ferramentas nas Figuras 2.3d e 2.3e são mais adequadas para a ligação em junta sobreposta. Por fim, a ferramenta na Figura 2.3f, segundo os autores, foi concebida para atenuar as assimetrias entre os lados do avanço e do recuo das soldaduras.

Tool	Cylindrical	Whorl™	MX triflute™	Flared triflute™	A-skew™	Re-stir™
Schematics						
	a)	b)	c)	d)	e)	f)
Tool pin shape	Cylindrical with threads	Tapered with threads	Threaded, tapered with three flutes	Tri-flute with flute ends flared out	Inclined cylindrical with threads	Tapered with threads

Figura 2.3. Exemplos de ferramentas de FSW (adaptado de Nandan et al., 2008).

### 2.1.3. Características da Soldadura

Durante a ligação por FSW, devido às temperaturas atingidas e à intensa deformação plástica imposta aos materiais a serem soldados, há lugar a alterações microestruturais importantes, que originam duas zonas distintas do metal base original, como se observa na Figura 2.4, i.e., a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona termo mecanicamente afetada (ZTMA) (Threadgill 2007). Dentro da ZTMA pode-se ainda distinguir uma região, o *Nugget*, constituído por grão equiaxial e fino, resultante de recristalização dinâmica associada às temperaturas e à deformação plástica severas registadas durante todo o processo. A geometria e morfologia da ZTA e da ZTMA estão diretamente relacionadas com os parâmetros de soldadura utilizados, através do seu papel regulador, quer do fluxo de material, quer do calor gerado, e daí, a sua extrema importância na produção de soldaduras com qualidade, ou seja, sem defeitos.

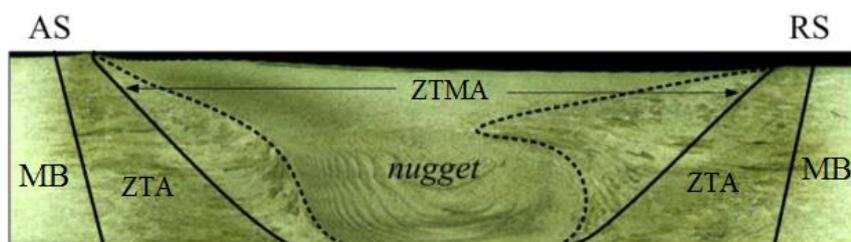


Figura 2.4. Zonas microestruturais das soldaduras produzidas por FSW.

## 2.2. Defeitos em FSLW

A tecnologia de soldadura por FSW permite evitar os problemas de soldabilidade usualmente associados às tecnologias por fusão, tal como, os fenómenos de fissuração a quente e as porosidades no cordão de soldadura (Dursun & Soutis 2014). Contudo, conduz à formação de outros tipos de defeitos, tal como rebarbas (Figura 2.5a) e túneis (Figura 2.5b), causados pelo uso de parâmetros de soldadura não otimizados ou por um controlo deficiente do processo (Threadgill et al. 2009).

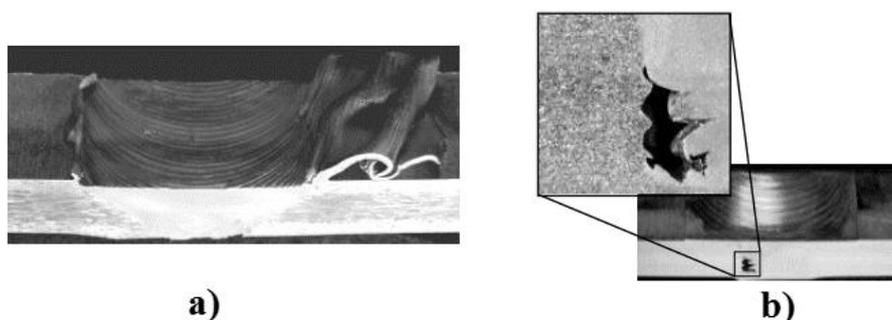
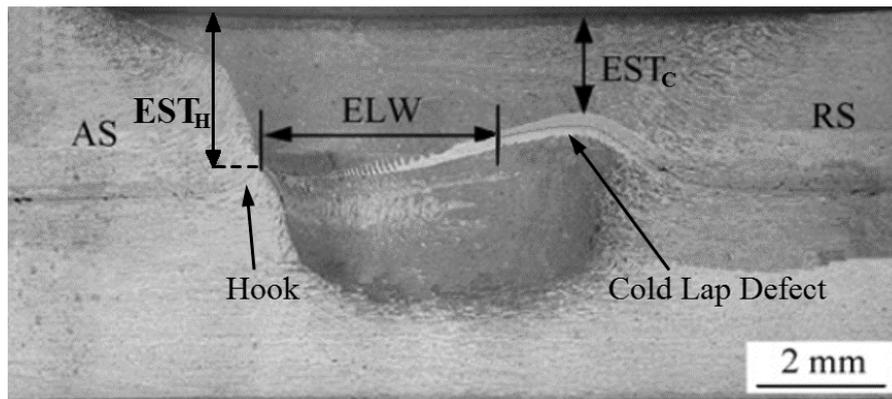


Figura 2.5. Exemplos de defeitos em FSW (adaptado de Leitão, 2013).

Em FSLW, além dos defeitos reportados, existem defeitos característicos, que resultam do movimento ascendente e/ou descendente da interface inicial das chapas, durante a mistura dos metais base, estando presentes em ambos os lados da junta sobreposta (Cederqvist & Reynolds 2001). No lado do avanço a interface da junta sobreposta tende a elevar-se paralelamente à fronteira do *Nugget*, formando um defeito usualmente designado por *Hook*. Tal como no lado do avanço, no lado do recuo a interface das chapas também se eleva, no entanto, a contínua rotação da ferramenta pressiona a fenda para o interior do *Nugget*, gerando um defeito conhecido como *Cold Lap* (Li et al. 2016). Na Figura 2.6. mostra-se um exemplo de uma soldadura onde ambos os defeitos são bem evidentes. A dimensão e a orientação destes defeitos são determinantes para a resistência da ligação.

De forma a avaliar a influência dos defeitos *Hook* e *Cold Lap* na resistência da ligação, são normalmente realizadas medições na secção transversal das soldaduras com vista a quantificar a secção resistente. Na Figura 2.6 são exemplificadas duas dimensões consideradas relevantes, ou seja, a espessura resistente no defeito *Hook* ( $EST_H$ ), a espessura resistente no defeito *Cold Lap* ( $EST_C$ ) e a largura resistente ( $ELW$ ). Mais concretamente, a

espessura resistente avalia a distância mínima entre a extremidade do defeito *Hook*, ou do ponto mais elevado do defeito *Cold Lap*, e a superfície da chapa superior. Na Figura 2.6, a medição da distância  $EST_H$  é quantificada a partir do defeito *Hook*, e a medição da distância  $EST_C$  é quantificada a partir do defeito *Cold Lap*. A ELW quantifica a largura da região de ligação efetiva, situada entre o lado do avanço e o lado do recuo da soldadura (Song et al. 2014).



**Figura 2.6.** Exemplos dos defeitos do tipo *Hook* e *Cold Lap* com a representação das espessuras resistentes e da largura resistente (adaptado de Li et al., 2016).

Na literatura encontram-se alguns estudos sobre o efeito dos parâmetros de soldadura, tais como a velocidade de rotação, a velocidade de avanço e a geometria da ferramenta, na formação de defeitos e na sua tipologia. Zhang et al. (2016) analisaram a influência da velocidade de avanço na formação de defeitos em soldaduras em chapas de 2 mm de espessura da liga de alumínio 7B04. Os autores registraram a formação dos defeitos do tipo *Hook* e *Cold Lap*, e concluíram que enquanto o *Hook* causou redução na espessura resistente na chapa de cima, o defeito *Cold Lap* causou redução na espessura resistente, quer na chapa superior, quer na chapa inferior. Concluíram também que o aumento da velocidade de avanço resultou na diminuição da severidade de ambos os defeitos, até um valor limite, a partir do qual o defeito *Cold Lap* tende a aumentar e a progredir na chapa inferior, causando redução da sua espessura resistente. Zhang et al. (2016) analisaram ainda a resistência da junta em dois modos de carregamento, ou seja, solicitando os lados do avanço e do recuo. Nos ensaios em que foi solicitado o lado do recuo, obtiveram valores semelhantes de resistência, para todas as soldaduras, e rotura por separação das chapas. Nas solicitações com carregamento no lado do avanço, observaram que a resistência das soldaduras aumentava com o aumento da velocidade de avanço. Observaram ainda que para as soldaduras

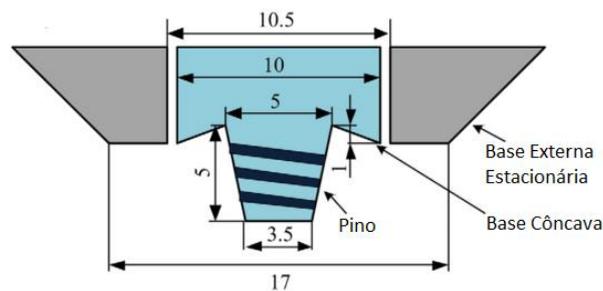
---

produzidas com valores reduzidos de velocidade de avanço, a rotura ocorria ao longo do defeito *Hook*, e para as soldaduras fabricadas com valores mais elevados de velocidade de avanço, a rotura ocorria por separação das chapas.

Yadava et al. (2010) estudaram a evolução dos defeitos *Hook* e *Cold Lap* com a variação do passo de soldadura, da altura do pino e do ângulo de inclinação e da penetração da ferramenta. As soldaduras foram produzidas na liga de alumínio 6111-T4, em chapas com 1 mm de espessura. Verificaram que o passo de soldadura e a altura do pino constituem os fatores mais relevantes na formação dos defeitos, tendo constatado que a diminuição do passo de soldadura, com velocidade de rotação constante, tornava o *Nugget* mais extenso e aumentava tanto a ascensão como a penetração do defeito *Cold Lap* no *Nugget*. Já o aumento da velocidade de rotação, para o mesmo passo de soldadura, resultava apenas numa maior penetração do defeito *Cold Lap* no *Nugget*, com o correspondente aumento da sua dimensão longitudinal, estendendo-se mesmo até ao lado do avanço. A variação na forma e na extensão do defeito *Cold Lap* tiveram forte influência na resistência da junta. Com isto, a maior ascensão do defeito *Cold Lap* resultou numa menor espessura resistente e a maior penetração resultou numa menor largura efetiva. A maior resistência foi assim registada para a soldadura fabricada com maior passo de soldadura, apesar de a rotura ter ocorrido, em todos os provetes, ao longo do defeito *Cold Lap*. Também concluíram que pinos com comprimento semelhante à espessura da chapa são favoráveis para a resistência, uma vez que permitem produzir soldaduras com valores superiores de espessura e largura resistente. Apesar da limitação indicada para o comprimento do pino, os autores salientam que esta deve ser suficiente para permitir a disrupção da interface entre as chapas.

Li et al. (2016) estudaram a influência da velocidade de rotação, e da utilização de uma base estacionária, na formação de defeitos em soldaduras na liga de alumínio Alclad 2024-T4, com chapas de 3 mm de espessura. As soldaduras foram produzidas com duas ferramentas: uma ferramenta convencional e uma ferramenta não convencional, que, como se observa na Figura 2.7, é constituída por uma parte exterior que funciona como base estacionária, e uma parte interior rotativa, com uma base côncava e um pino, cujo funcionamento é semelhante ao de uma ferramenta convencional. Os autores utilizaram três velocidades de rotação distintas (800, 1000 e 1200 rpm) e uma velocidade de avanço constante (50 mm/min). A análise das soldaduras revelou a presença de defeitos do tipo *Hook*, no lado do avanço, e tipo *Cold Lap*, no lado do recuo. Para quantificar a sua

severidade, os autores mediram a espessura resistente e a largura resistente. Concluíram que a ferramenta convencional produziu juntas com maior espessura resistente, do que a não convencional, mas numa menor largura resistente. O aumento da velocidade de rotação resultou no aumento da largura resistente, em ambas as ferramentas, e na diminuição da espessura resistente, na ferramenta convencional. Para explicar esta variação, os autores basearam-se nos mecanismos de fluxo de material durante o processo de soldadura. Concluíram que o aumento da velocidade de rotação conduz a um aumento do fluxo de material, originando um maior deslocamento vertical da interface, o que resulta numa menor espessura resistente. Por outro lado, o aumento da velocidade de rotação permite aumentar o calor adicionado, e promover uma ligação mais eficaz na interface das duas chapas, resultando em menores valores de largura resistente.

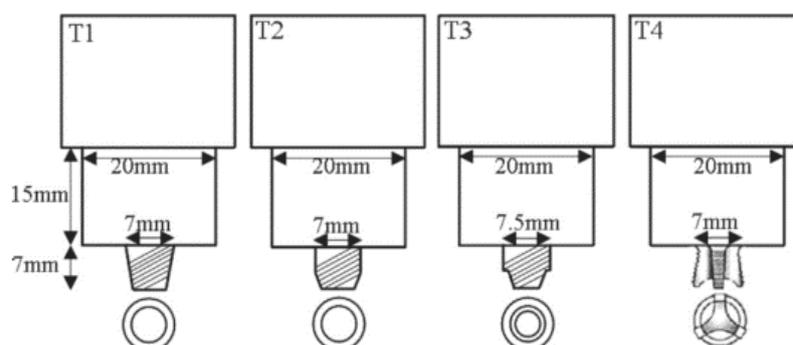


**Figura 2.7.** Ferramenta acoplada com uma base estacionária (Li et al., 2016).

Shirazi et al. (2015), por sua vez, realizaram soldaduras em chapas da liga de alumínio 5456. Enquanto a chapa superior tinha espessura de 5 mm, e se encontrava no estado endurecido por trabalho mecânico, a chapa inferior tinha espessura de 2,5 mm, e encontrava-se em estado recozido. A análise das soldaduras revelou a presença de defeitos do tipo *Hook*, no lado do avanço, e tipo *Cold Lap* no lado do recuo. Os autores concluíram que a severidade dos defeitos, em ambos os lados da soldadura, aumentava com o aumento da velocidade de rotação, e diminuía com o aumento da velocidade de avanço. Além da dimensão dos defeitos, também foi analisada a sua orientação, concluindo que, no lado do avanço, o aumento da velocidade de rotação conduzia à diminuição do ângulo de inclinação do *Hook* em relação à interface. Para velocidades de rotação reduzidas, o defeito *Hook* tornava-se mesmo perpendicular à interface. Em contraste, no lado do recuo, o aumento da velocidade de rotação resultou na redução da deflexão do defeito *Cold Lap*. Os autores

justificam estes resultados com base no facto do aumento da velocidade rotação resultar num maior transporte de material do lado do avanço para o lado do recuo. A maior deposição de material no lado do recuo resultou na diminuição da deflexão do defeito *Cold Lap*.

Tal como os autores anteriores, Salari et al. (2014) realizaram soldaduras na liga de alumínio 5456, com chapas da mesma espessura e dispostas na mesma disposição. Neste caso, o objetivo principal foi estudar a influência da geometria da ferramenta na severidade dos defeitos. Foram utilizadas duas velocidades de rotação distintas (600 e 800 rpm) e as quatro ferramentas que se mostram na Figura 2.8, designadas por T1, T2, T3 e T4. Independentemente da geometria da ferramenta, foi observado o aparecimento de defeitos do tipo *Hook*, no lado do avanço das soldaduras, e do tipo *Cold Lap*, no lado do recuo das soldaduras. A medição do ângulo de inclinação e do tamanho do defeito *Cold Lap* permitiu concluir que o aumento da velocidade de rotação resultou num aumento significativo na elevação do defeito *Cold Lap* nas soldaduras realizadas com a ferramenta T1. Para as ferramentas T2, T3 e T4, o aumento da velocidade de rotação resultou apenas numa variação ligeira da dimensão deste defeito. As medições efetuadas permitiram ainda concluir que o aumento da velocidade de rotação não influenciou significativamente a inclinação do defeito *Cold Lap*. Da comparação dos resultados relativos às quatro ferramentas, estes autores concluíram que a ferramenta T3 proporcionava a obtenção das soldaduras com defeitos menos severos. Com efeito, a ferramenta T3 permitiu produzir a soldadura com maior resistência, tendo sido registada rotura no metal base nos ensaios de tração em corte das soldaduras. Nas soldaduras produzidas com as outras ferramentas, registou-se sempre rotura no lado do recuo, permitindo concluir que a severidade dos defeitos influencia o tipo de rotura das soldaduras.



**Figura 2.8.** Geometria da ferramenta (Salari et al., 2014).

Da literatura analisada concluiu-se que a severidade dos defeitos tem uma maior dependência da velocidade de avanço e rotação da ferramenta, do que na sua geometria, ocorrendo, só em alguns casos, variações de severidade com a mudança de ferramenta. Conclui-se também que o aumento da velocidade de rotação aumenta a severidade dos defeitos, enquanto que o aumento da velocidade de avanço, aparenta ter o efeito oposto.

### **2.3. FSW nas Ligas de Alumínio 7xxx**

As ligas de alumínio são utilizadas amplamente em aplicações industriais onde a elevada resistência e a baixa densidade constituem uma mais valia. A combinação do alumínio com outros elementos de liga conduziu ao desenvolvimento de uma vasta gama de ligas de alumínio. Algumas destas ligas, principalmente as tratáveis termicamente, como as ligas 7xxx, têm um baixo índice de soldabilidade quando unidas por técnicas de soldadura convencionais. O desenvolvimento do processo de FSW veio facilitar a união dessas ligas de alta resistência.

As ligas da série 7xxx contêm  $Al - Mg - Zn - Cu$  como os principais elementos de liga. A sua elevada resistência resulta da presença de finos precipitados, produzidos por tratamento térmico, distribuídos uniformemente na matriz do alumínio, e sendo, portanto, designadas como ligas tratáveis termicamente (Threadgill et al. 2009). As propriedades mecânicas destas ligas podem variar consoante as combinações dos elementos endurecedores utilizados na sua composição, e os tratamentos utilizados para lhes conferir resistência (Rometsch et al. 2014). Durante a soldadura, o material está sujeito a ciclos térmicos, que poderão levar à dissolução e/ou ao aumento da dimensão dos precipitados, durante e após o aquecimento, dependendo da temperatura de pico e da duração do ciclo térmico (Threadgill et al. 2009), levando assim as variações de dureza ao longo do perfil das soldaduras.

Ao longo de décadas, muitos autores documentaram as variações de dureza e a ocorrência de amaciamento nas ligas 7xxx, após a soldadura. Rajakumar et al. (2011) analisaram a influência de parâmetros de soldadura, como a velocidade de avanço e de rotação, nas características de soldaduras em chapas da liga de alumínio 7075-T6, com 5 mm de espessura, em junta topo a topo. Para realizar as soldaduras utilizaram uma

---

ferramenta com pino cilíndrico roscado, diferentes velocidades de avanço (20 a 100 mm/min), e uma velocidade de rotação constante de 1400 rpm, e ainda, diferentes velocidades de rotação (900 a 1800 rpm) a uma velocidade de avanço contante de 60 mm/min. Os autores concluíram que o metal base tinha menor dureza do que o *Nugget* das soldaduras, mas maior dureza do que a ZTMA, independentemente da velocidade de rotação. Esclareceram que estes valores se deviam às diferenças de tamanho de grão entre o *Nugget* e a ZTMA, considerando que o menor tamanho de grão do *Nugget* teria conduzido a uma maior dureza. Também observaram que os valores de dureza eram menores no lado do avanço do que no lado do recuo das soldaduras, para qualquer velocidade de rotação. Os autores concluíram que velocidades de rotação elevadas, ou velocidades de avanço reduzidas resultam numa maior geração de calor, e, conseqüentemente, a um tempo mais prolongado de arrefecimento, o que leva a um maior tamanho de grão no *Nugget*.

Tal como os autores anteriores, Gemme et al. (2011) realizaram soldaduras na liga 7075-T6, mas em chapas de 2.3 mm de espessura. Produziram soldaduras com diferentes velocidades de avanço (2, 5 e 10 mm/min) e uma velocidade de rotação constante de 600 rpm, e ainda, com diferentes velocidades de rotação (600, 900 e 1200 rpm) a uma velocidade de avanço contante de 10 mm/min. Observaram alterações importantes na geometria do *Nugget* com o aumento da velocidade de rotação, concluindo que quanto maior for a velocidade de rotação menor é o volume de material arrastado pela ferramenta. Por outro lado, observaram que a variação da velocidade de avanço não mostrou ter influência na geometria do *Nugget*. Ao contrário dos autores anteriores, Gemme et al. (2011) afirmam que a dureza do material não apresenta qualquer correlação com o tamanho de grão na região do *Nugget*, mas sim com a presença de precipitados de  $Mg_2Zn$  e  $Al_2CuZn$ . Neste trabalho, as menores durezas foram registadas na ZTA, onde a temperatura foi apenas suficiente para promover o sobre-envelhecimento da estrutura. Já no *Nugget*, onde a temperatura terá sido suficiente para promover dissolução e posterior precipitação, através do envelhecimento natural, dos precipitados endurecedores, foram observados valores de dureza superiores à ZTA. Concluíram que a velocidade de avanço tem um maior impacto na perda de resistência do que a velocidade de rotação, uma vez que a diminuição da velocidade de avanço conduziu a menores durezas na soldadura, enquanto que a variação da velocidade de rotação conduziu a valores semelhantes de durezas na zona da soldadura.

Çevik et al. (2016) realizaram soldaduras em chapas da liga de alumínio 7075-T651, com 6 mm de espessura. Utilizaram uma velocidade de rotação de 1600 rpm a três velocidades de avanço distintas, 20, 40 e 60 mm/min, tendo observado uma maior dureza, na zona da soldadura, com o aumento da velocidade de avanço, o que está de acordo com os resultados dos outros autores citados neste trabalho. As menores durezas foram registradas na ZTMA, junto à fronteira do *Nugget*.

## 2.4. Tratamento Térmico Pós-Soldadura (PWHT)

Como já foi referido anteriormente, as alterações microestruturais durante o processo de soldadura são prejudiciais à resistência mecânica das ligações em ligas de alumínio tratáveis termicamente, devido à deterioração da resistência do metal base na soldadura. Neste contexto, algumas técnicas foram desenvolvidas para minimizar o amaciamento e restaurar as propriedades do metal base na zona da soldadura. Sharma et al. (2013) destacam algumas dessas técnicas, as quais contemplam a otimização de parâmetros, a realização de tratamentos térmicos pós-soldadura ou o uso de refrigerantes externos, i.e., a realização de FSW submersa. Os autores afirmam que os tratamentos térmicos pós-soldadura (PWHT) são a opção mais viável para restaurar a resistência da junta, uma vez que restauram os precipitados endurecedores.

Na literatura podem-se encontrar alguns estudos sobre o efeito do tratamento térmico pós-soldadura na microestrutura e nas propriedades mecânicas de soldaduras em ligas de alumínio tratáveis termicamente, como por exemplo as ligas de alumínio 6061, 2219, 2095 e 7075. Elangovan & Balasubramanian (2008), por exemplo, estudaram o efeito de três tipos diferentes de PWHT's na resistência de soldaduras na liga de alumínio 6061. Estes autores realizaram tratamentos de envelhecimento artificial, solubilização e solubilização seguida de envelhecimento artificial, e compararam as propriedades das soldaduras tratadas com aquelas de uma soldadura sem tratamento. Segundo os autores, o envelhecimento artificial resultou num aumento de dureza na zona da soldadura, relativamente ao metal base, sendo o único tratamento térmico que melhorou as propriedades da soldadura em relação à soldadura sem tratamento térmico. Os autores reportam que o tratamento de solubilização conduziu à dissolução total dos precipitados, e que o tratamento de solubilização seguida de envelhecimento artificial conduziu à ocorrência de precipitação

---

preferencialmente junto às fronteiras de grão. Por outro lado, nas soldaduras sujeitas apenas a envelhecimento artificial, os autores observaram uma distribuição uniforme dos precipitados endurecedores na matriz, explicando assim a maior resistência mecânica destas soldaduras.

Feng et al. (2006) realizaram três tratamentos térmicos pós-soldadura na liga de alumínio 2219-O. Os tratamentos térmicos consistiram em três tratamentos de solubilização, a temperaturas diferentes, seguidas de envelhecimento artificial. Os autores observaram um crescimento de grão anormal (AGG) no *Nugget* e concluíram que quanto maior for a temperatura de solubilização, mais completa é a dissolução dos precipitados, conduzindo ao aumento de crescimento de grão anormal. De acordo com Charit et al. (2002) o crescimento anormal de grão deve-se à redução das barreiras que impedem o crescimento de grão, em resultado da dissolução dos precipitados durante a solubilização, e à alteração das forças de equilíbrio termodinâmico, as quais promovem o crescimento de grão de forma a diminuir a energia total do sistema. Feng et al. (2006) observaram que o aumento da temperatura de solubilização gera soldaduras com maiores durezas, o que levou a uma maior resistência da soldadura. Os autores também observaram que a temperatura de solubilização também condicionava o modo de rotura das soldaduras em tração em corte. A temperatura de solubilização mais elevada conduziu à ocorrência de rotura ao longo do *Nugget*, em resultado da migração de precipitados para as fronteiras de grão. Por outro lado, para a temperatura mais baixa de solubilização, a rotura ocorreu no metal base.

Attallah & Salem (2005) estudaram a influência dos parâmetros de soldadura no controlo do AGG, em soldaduras na liga de alumínio 2095, sujeitas a solubilização seguida de envelhecimento natural durante 15 dias. Os autores observaram que nas soldaduras não tratadas termicamente, enquanto o aumento da velocidade de rotação conduziu ao aumento do tamanho de grão no *Nugget*, o aumento da velocidade de avanço não apresentava qualquer influência sobre o tamanho de grão. Após o tratamento térmico, observaram AGG em todas as soldaduras, tendo notado que a extensão deste fenómeno aumentava com a diminuição das velocidades de rotação e de avanço. Os autores justificam estes resultados com base no facto do menor tamanho de grão proporcionar uma maior energia acumulada, logo maior tendência ao AGG. Também concluíram que a menor extensão do AGG conduziu à obtenção da maior resistência da soldadura.

Os autores Ipekoğlu et al. (2014a) realizaram soldaduras nas ligas de alumínio 7075-T6, endurecidas por tratamento térmico, e 7075-O, no estado recozido. Estes autores utilizaram duas combinações de velocidades de rotação e de avanço (1000 rpm - 50 mm/min e 500 rpm - 400 mm/min), e realizaram tratamentos térmicos das soldaduras (solubilização a 485 °C durante 4 horas, seguida de envelhecimento artificial a 140 °C durante 6 horas). Os autores observaram que a soldadura “T6” revelou a presença de AGG em toda a extensão do *Nugget*, com maior grão para as soldaduras produzidas com velocidades de rotação e de avanço reduzidas. Por outro lado, para a soldadura “O” apenas observaram AGG em toda a extensão do *Nugget* para as velocidades de rotação e de avanço elevadas. Os autores explicaram que a energia disponível para promover o AGG aumenta com o aumento da deformação plástica, e com a diminuição do tamanho de grão no *Nugget*.

Os mesmos autores, Ipekoğlu et al. (2014b), produziram ainda soldaduras na liga de alumínio 6061, no estado endurecido artificialmente (T6) e recozido (O). Como no estudo anterior, as soldaduras foram sujeitas a tratamentos térmicos de solubilização a 530 °C durante 4 horas, e envelhecidas artificialmente a 170 °C durante 6 horas. Foi observado que as soldaduras “O” não apresentavam variação de tamanho de grão, em função dos parâmetros de soldadura, antes e depois do tratamento térmico. No caso das soldaduras “T6”, observaram um menor tamanho de grão para as soldaduras realizadas a velocidades de rotação e de avanço reduzidas, o que levou a uma maior extensão das zonas com AGG. Os autores concluíram que as diferenças observadas no fenômeno de AGG elucidam a importância dos parâmetros de soldadura.

## 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 3.1. Metal Base

Neste trabalho foram realizadas soldaduras na liga de alumínio 7075-T6. A composição química desta liga, retirada da bibliografia (Lotfi & Nourouzi 2014), é apresentada na Tabela 3.1.

**Tabela 3.1.** Composição química da liga de alumínio 7075-T6 (pd%).

Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Zn
Balanco	0,2	1,7	0,11	2,43	0,08	0,04	5,64

### 3.2. Produção das Soldaduras

As soldaduras foram produzidas utilizando a tecnologia FSLW, no centro tecnológico *IK4 Lortek*, em Espanha. Para tal utilizaram-se duas ferramentas distintas, duas velocidades de rotação e duas velocidades de avanço, obtendo-se quatro tipos de diferentes soldaduras para análise.

#### 3.2.1. Parâmetros de Soldadura

As ferramentas utilizadas para a produção de soldaduras, diferiam na geometria do pino. Uma das ferramentas apresentava um pino cilíndrico roscado (CL), e a outra um pino cilíndrico tri-facetado roscado (FT). Por questões de confidencialidade, ao longo deste documento, não se apresentam imagens nem dimensões características de ambas as ferramentas.

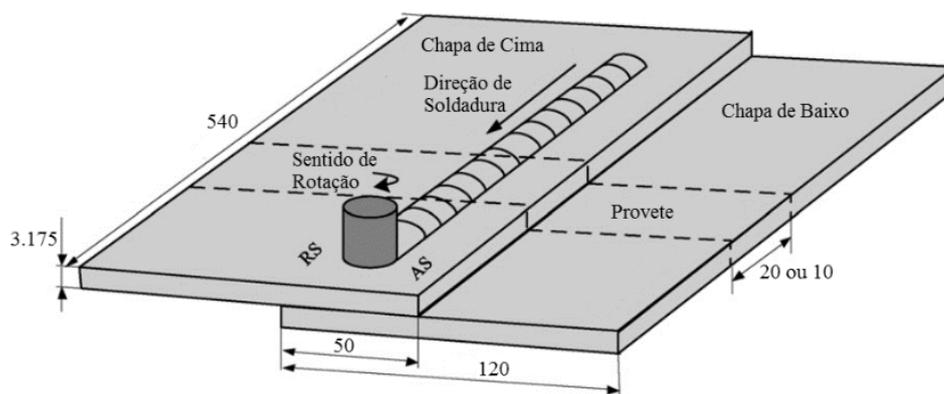
Na Tabela 3.2, onde se mostram os parâmetros de soldadura utilizados, indica-se também a nomenclatura adotada para identificar as soldaduras, a qual foi definida de modo a identificar a ferramenta utilizada, assim como as velocidades de avanço e de rotação.

**Tabela 3.2.** Parâmetros utilizados na produção das soldaduras e a respetiva designação.

Teste Nº	Design da ferramenta FSLW	$\omega$ [rpm]	$v$ [mm/min]	Passo [mm/rot]	Designação
1	Pino cilíndrico roscado	1000	150	0,15	CL_1000_150
2		800	250	0,3	CL_800_250
3	Pino cilíndrico tri-facetado roscado	1000	150	0,15	FT_1000_150
4		800	250	0,3	FT_800_250

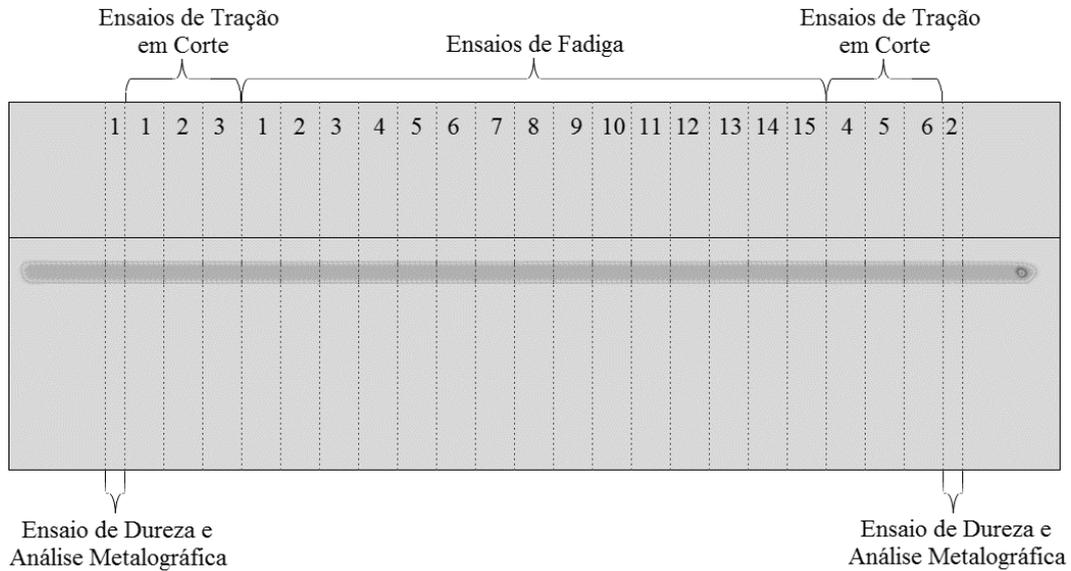
### 3.2.2. Amostragem

Previamente à operação de soldadura, as chapas a ligar, com dimensões de 540 x 120 x 3,175 mm, foram sobrepostas com uma interface de contato de 50 mm, como se esquematiza na Figura 3.1. Durante a operação de soldadura, o sentido de rotação da ferramenta foi especificado de modo a garantir que as soldaduras seriam solicitadas no lado do recuo. Consequentemente, a dimensão da espessura resistente no defeito *Cold Lap* será mais relevante.

**Figura 3.1.** Esquema da junta e das dimensões das chapas (adaptado de Li et al., 2016).

Para cada uma das soldaduras produzidas, foi seguido o esquema de amostragem da Figura 3.2, para a obtenção de provetes para análise metalográfica e caracterização mecânica. Como se mostra na figura, foram extraídos 21 provetes, de 20 mm de largura,

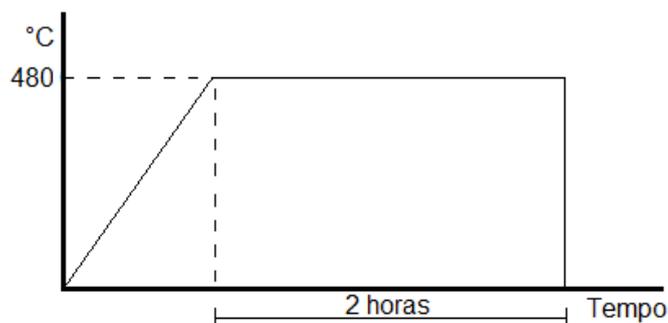
destinadas à caracterização mecânica, e 2 provetes, de 10 mm de largura, para medição de dureza e análise metalográfica.



**Figura 3.2.** Esquema de amostragem dos provetes com a respetiva caracterização.

### 3.3. Tratamentos Térmicos Pós-Soldadura

Com o intuito de uniformizar as propriedades ao longo da secção transversal das soldaduras, realizaram-se tratamentos térmicos pós-soldadura, que consistiram na solubilização em todo o volume das amostras. Para tal, as amostras foram aquecidas progressivamente, desde a temperatura ambiente até 480 °C, de modo a garantir um aquecimento homogêneo, mantendo-se durante 2 horas, como se observa na Figura 3.3. O tratamento térmico foi realizado num forno da Termolab, com um controlador Eurotherm 32166P. Além das soldaduras, também se realizou a solubilização em provetes de metal base (MB-ST).



**Figura 3.3.** Esquema da curva do tratamento térmico.

### 3.4. Análise Metalográfica

Para a análise metalográfica foram seguidos os procedimentos estipulados na norma ASTM E3-95 (ASTM Int. 1995). Para a ataque químico foi utilizado com o reagente *Poulton Modificado* (12 ml *HCl*, 31 ml *HNO<sub>3</sub>*, 1 ml *HF*, 1 g *H<sub>2</sub>CrO<sub>4</sub>* e 11 ml água destilada). A microestrutura da zona soldada foi examinada com recurso ao microscópico ótico Leica DM 4000M, com ampliações de 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x.

### 3.5. Caracterização Mecânica

#### 3.5.1. Ensaio de Dureza

As medições de dureza, em *Vickers* (HV), realizaram-se, segundo a norma ASTM E384-99 (ASTM Int. 1999), com o equipamento de medição Struers Type Duramin 1, com uma carga de 200 gf aplicada durante 15 s. As medições foram realizadas na secção transversal das soldaduras, nas chapas superior e inferior, a meio da espessura, como se pode observar na Figura 3.4. Foi utilizado um espaçamento de 1 mm entre indentações.

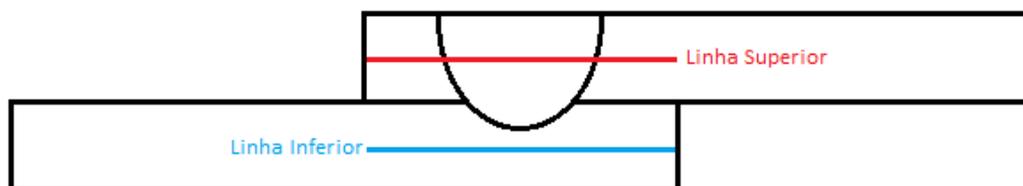


Figura 3.4. Esquema das linhas das medições da microdureza.

#### 3.5.2. Ensaio de Tração

A resistência mecânica do metal base e das soldaduras foi aferida, respetivamente, através da realização de ensaios de tração uniaxial e ensaios de tração em corte, seguindo a norma ASTM E8M-09 (ASTM Int. 2009). Os ensaios foram efetuados à temperatura ambiente, com uma velocidade de 2 mm/min, numa máquina de tração Instron 4206. Na Figura 3.5 é apresentado um esquema do ensaio de tração em corte das soldaduras. Para evitar a flexão das amostras, aquando do seu aperto pelas amarras da máquina de tração, adicionaram-se duas pequenas placas, com a mesma espessura das chapas, em cada uma das extremidades dos provetes de soldadura. Na Figura 3.6 mostra-se um esquema do ensaio de tração uniaxial

do metal base. Como se mostra na figura, o provete foi previamente maquinado, segundo a norma citada anteriormente.

De modo a testar reprodutibilidade dos resultados, todos os ensaios foram repetidos 3 vezes, tanto para as soldaduras como para o metal base. Para os ensaios de tração em corte das soldaduras sem tratamento térmico utilizaram-se os provetes das posições 1,3 e 5 do esquema de amostragem da Figura 3.2, enquanto que para as soldaduras tratadas termicamente utilizaram-se os provetes das posições 2, 4 e 6.

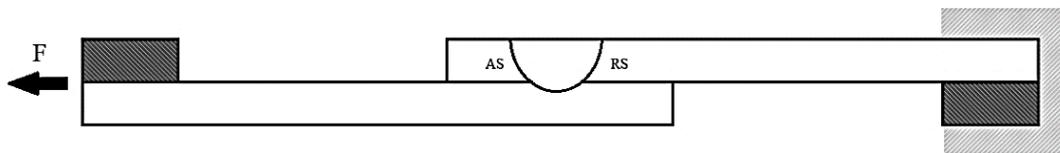


Figura 3.5. Esquema do ensaio de tração em corte às soldaduras.

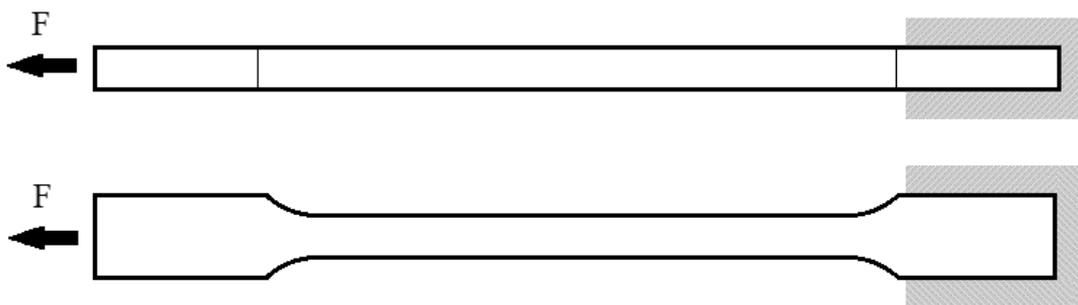


Figura 3.6. Esquema do ensaio de tração uniaxial ao metal base.

Durante os ensaios mecânicos, a medição da deformação foi efetuada por *Digital Image Correlation* (DIC), com recurso ao extensómetro ótico *ARAMIS Optical 3D Deformation & Strain measurement system*, como se exemplifica na Figura 3.7. A utilização deste equipamento necessita da preparação prévia da superfície das amostras, com vista à aquisição da deformação. Para tal, como se observa na Figura 3.8, aplicou-se uma camada de tinta branca, com pequenas gotas de tinta preta, distribuídas aleatoriamente ao longo da secção. Enquanto que nos provetes de tração em corte, a medição das deformações foi feita na espessura, nos provetes de metal base, a medição das deformações foi feita na largura.



**Figura 3.7.** Extensómetro óptico *ARAMIS Optical 3D Deformation & Strain measurement system* utilizado.



**Figura 3.8.** Preparação das superfícies dos provetes para medição com DIC.

### 3.5.3. Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados no equipamento Instron ElectroPlus E1000, auxiliado com um sistema de aquisição e controlo Instron Fast Track 8800. Para se posicionar o provete, utilizou-se a configuração dos provetes mostrada na Figura 3.5. Na Tabela 3.3 apresentam-se os ensaios realizados às soldaduras, com a respetiva carga utilizada. As cargas foram definidas com as percentagens indicadas na tabela, a partir da tensão limite de elasticidade do metal base solubilizado. A utilização da tensão limite de elasticidade do metal base solubilizado deveu-se à semelhança com as propriedades da ZTA da junta soldada. Utilizaram-se quatro amostras de cada soldadura, repetindo-se o ensaio com a carga de 120 MPa nas soldaduras em que não se realizou o ensaio com a carga de 30 MPa. A frequência utilizada nos ensaios foi de 15 Hz. As tensões e a secção dos provetes permitiram calcular a amplitude de força e a força média aplicada durante o ensaio de fadiga.

**Tabela 3.3.** Ensaios de fadiga realizados a cada soldadura e a respetiva carga.

	Carga a 60% [MPa]	Carga a 40% [MPa]	Carga a 20% [MPa]	Carga a 10% [MPa]
CL_1000_150	175	120	60	---
CL_800_250	175	120	60	30
FT_1000_150	175	120	60	---
FT_800_250	175	120	60	---

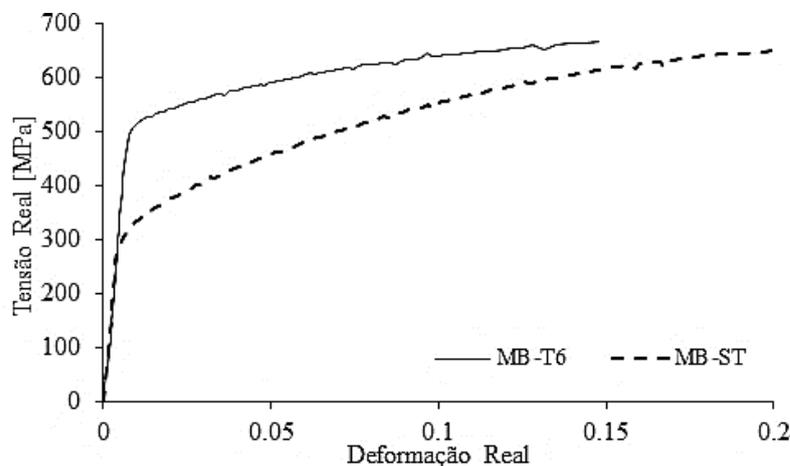


## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são expostos e analisados os resultados da caracterização mecânica e microestrutural do metal base e das soldaduras, antes e após o tratamento térmico.

### 4.1. Caracterização do Metal Base

Na Figura 4.1 mostram-se as curvas reais tensão-deformação correspondentes ao comportamento mecânico, em tração uniaxial, do metal base. As curvas representadas na figura correspondem a amostras do metal base no estado endurecido, ou seja, tal como foi utilizado para as soldaduras, e após tratamento térmico de solubilização. Na Tabela 4.1 compilam-se os valores da tensão limite de elasticidade ( $\sigma_0$ ), da tensão máxima ( $\sigma_{m\acute{a}x}$ ) e da deformação máxima ( $\epsilon_{m\acute{a}x}$ ), obtidos através das curvas da Figura 4.1., e ainda, os valores de dureza média determinados com base em ensaios de dureza *Vickers*. Como se pode concluir, o tratamento térmico de solubilização resultou no amaciamento do metal base, traduzindo-se na diminuição da dureza característica, de 177 HV para 137 HV, e da tensão limite de elasticidade, de 512 MPa para 299 MPa. Pode também concluir-se que, a tensão máxima não foi significativamente alterada pelo amaciamento, o que pode ser atribuído à maior capacidade de encruamento do metal base no estado solubilizado. O aumento da capacidade de encruamento resultar também no aumento da deformação máxima, até à rotura, do metal base, de 0,14 para 0,2.



**Figura 4.1.** Curvas reais tensão-deformação do metal base, antes e após o tratamento térmico.

**Tabela 4.1.** Propriedades mecânicas do metal base, antes e após tratamento térmico.

Metal Base	$\sigma_0$ [MPa]	$\sigma_{\text{máx}}$ [MPa]	$\epsilon_{\text{máx}}$	Dureza [HV]
7075-T6	512	665	0,14	177
7075-ST	299	639	0,2	137

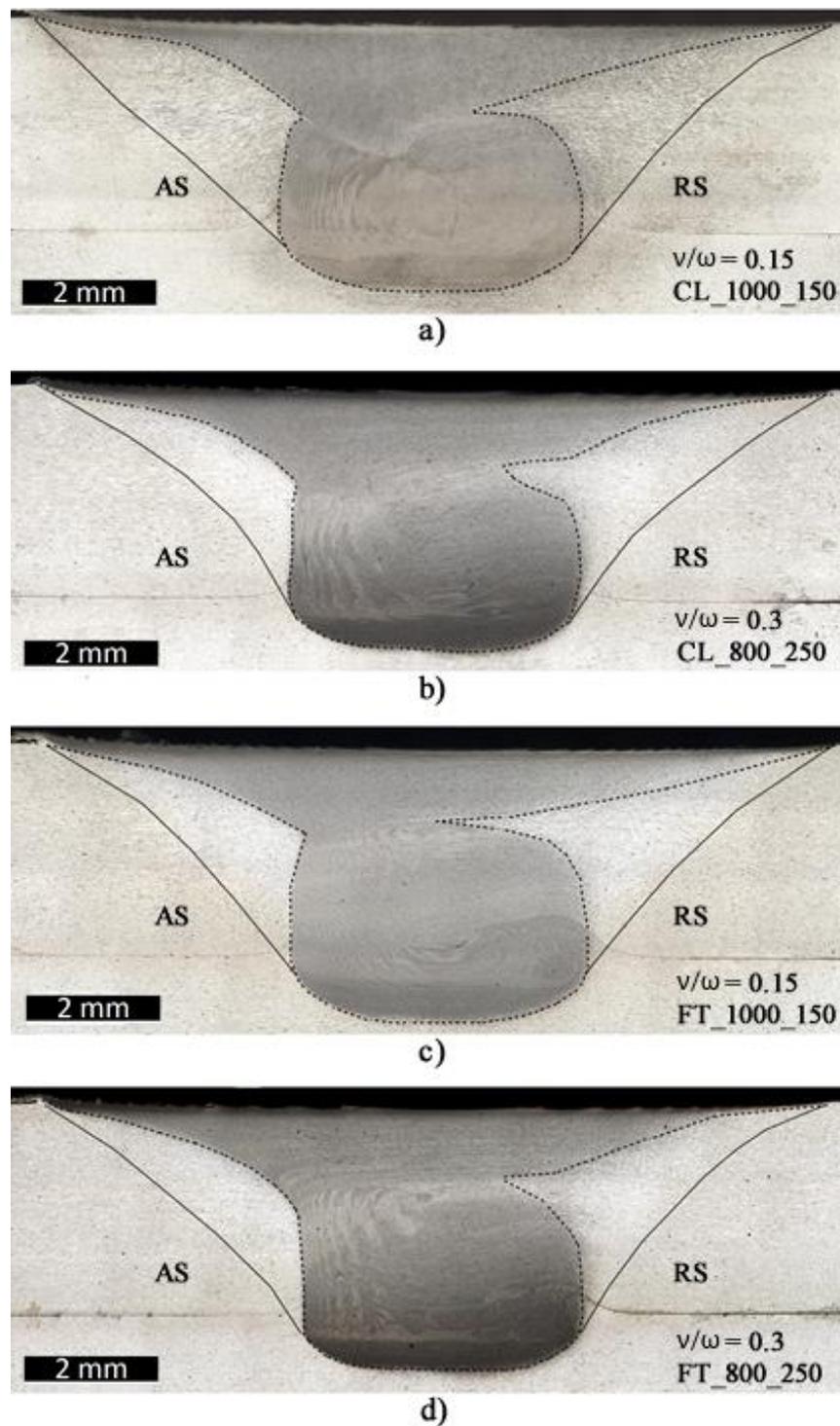
## 4.2. Caracterização das Soldaduras sem PWHT

Neste subcapítulo mostram-se os resultados da caracterização mecânica e microestrutural das soldaduras antes do tratamento térmico. Como referido no procedimento experimental, a caracterização mecânica contemplou a realização de ensaios de dureza e de ensaios de tração em corte, com cargas monótonas e cíclicas, aos quatro tipos de soldaduras.

### 4.2.1. Análise Metalográfica

Na Figura 4.2 mostram-se as secções transversais das soldaduras analisadas neste trabalho. Nas imagens é possível identificar claramente a ZTMA. A ZTA, que corresponde à porção de metal base sujeita a transformações induzidas exclusivamente pelos ciclos térmicos associados à geração de calor por ação da ferramenta, não é discernível na imagem. Já na ZTMA, que corresponde à porção de metal base que, além dos ciclos térmicos, também esteve sujeita à ação mecânica da ferramenta, é possível identificar claramente a região do *Nugget*, com grão fino e equiaxial, resultante da recristalização dinâmica, e a restante região da ZTMA, com grão deformado e alongado na direção do fluxo do material arrastado pela ferramenta.

A análise das secções transversais na Figura 4.2, permite ainda concluir que a morfologia do *Nugget* sofreu apenas alterações ligeiras ao aumentar o passo de soldadura. Mais concretamente, a zona de interação entre os fluxos de material promovidos pela base e pelo pino é mais extensa, para as soldaduras efetuadas com maior passo, o que poderá indiciar um maior transporte de material pela base da ferramenta relativamente às soldaduras efetuadas com menor passo. Esta alteração da geometria do *Nugget*, com a variação do passo, é comum às soldaduras efetuadas com as duas ferramentas. Não são discerníveis diferenças significativas de morfologia entre as soldaduras efetuadas com diferentes ferramentas e valores de passo semelhantes.



**Figura 4.2.** Secção transversal das soldaduras. a) soldadura CL\_1000\_150. b) soldadura CL\_800\_250. c) soldadura FT\_1000\_150. d) soldadura FT\_800\_250.

Os resultados das medições da área da ZTMA e do Nugget, delimitadas por linhas a cheio e a tracejado, respetivamente, nas secções transversais da Figura 4.2, apresentam-se na Figura 4.3 em função do passo de soldadura. Estes resultados mostram

que, quer a mudança de ferramenta, quer a mudança do passo de soldadura, não originaram alterações significativa das áreas, tanto da ZTMA, como do *Nugget*. A semelhança nas áreas das secções transversais da soldadura indicia que, apesar da mudança da morfologia do *Nugget*, reportada no parágrafo anterior, o volume de material arrastado pela ferramenta permaneceu constante, independentemente dos procedimentos de soldadura adotados.

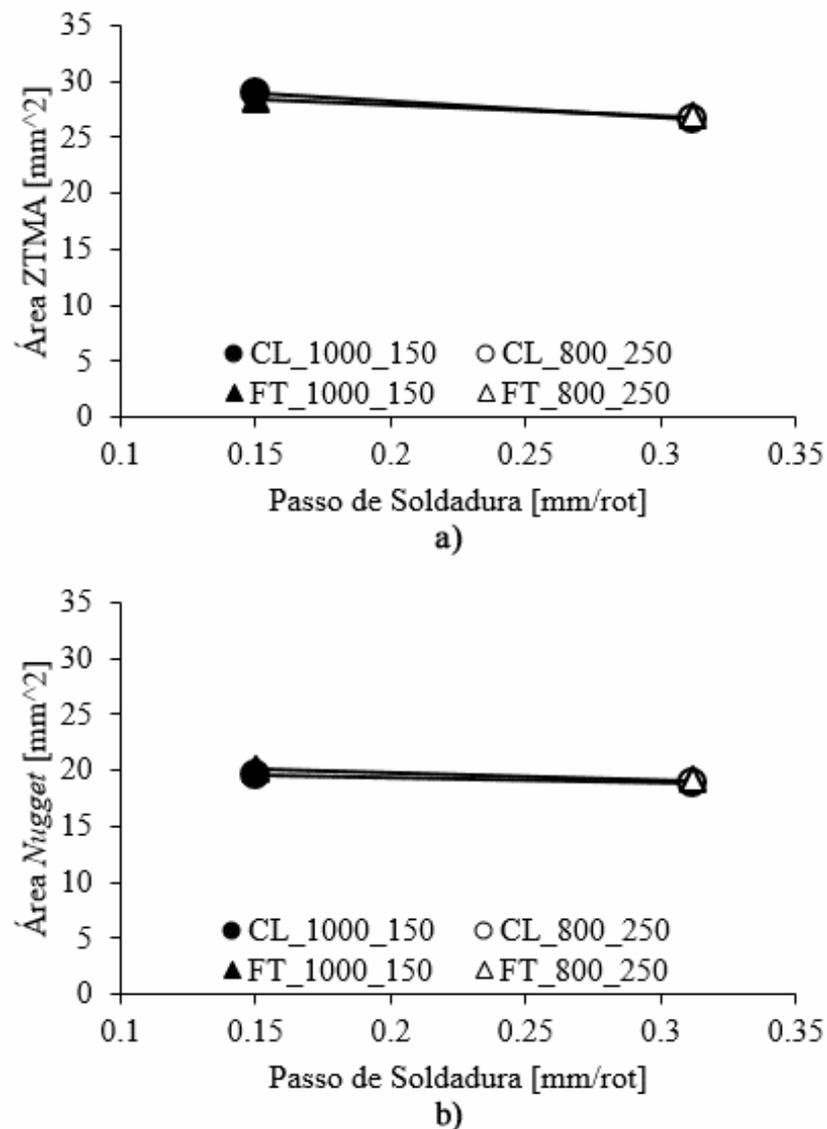
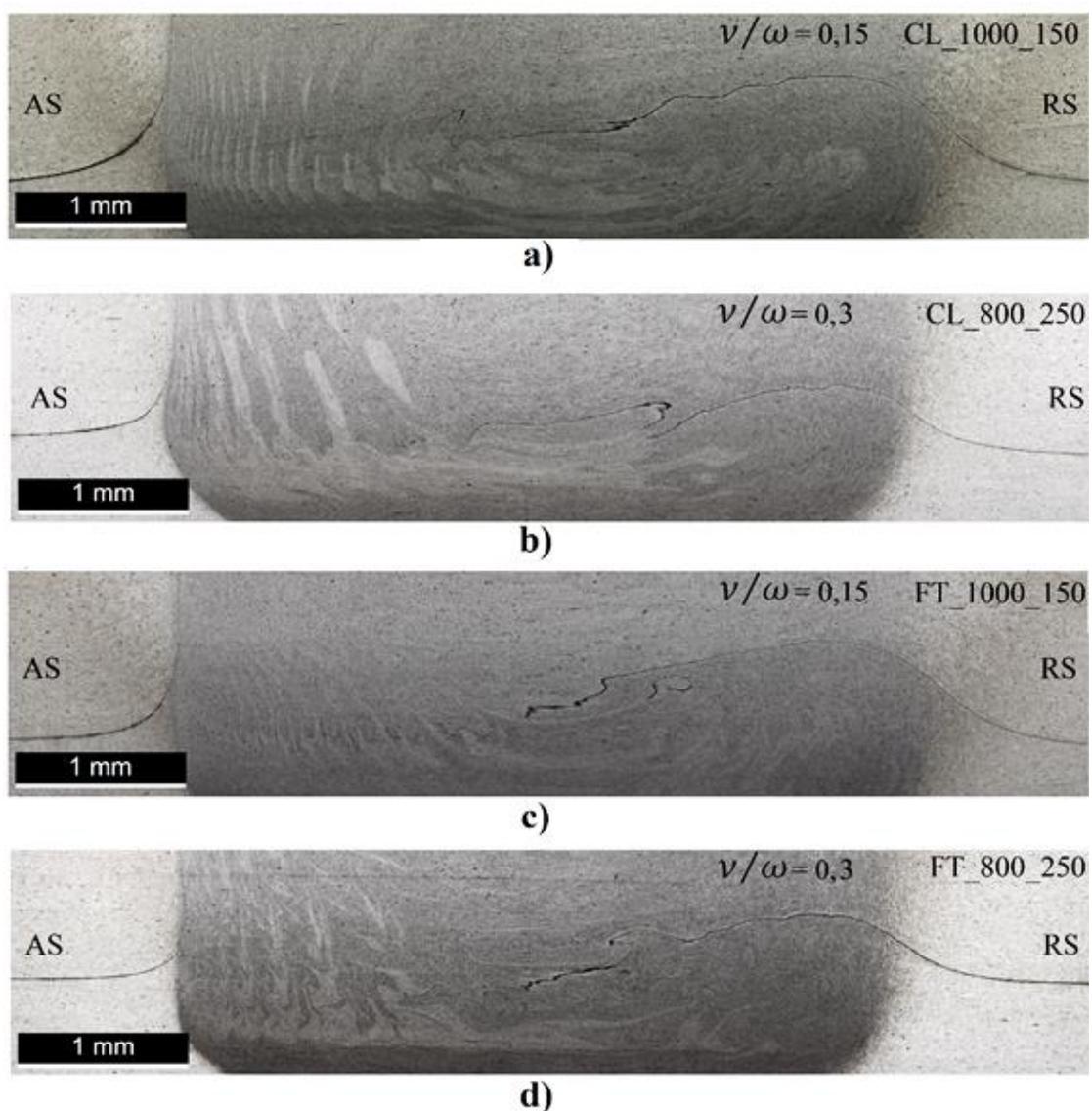


Figura 4.3. Áreas da ZTMA e do Nugget, na secção transversal.

Na Figura 4.4 mostram-se imagens ampliadas das secções transversais das soldaduras na região próxima da interface original das chapas. Nestas imagens é bem visível a presença de defeitos do tipo *Hook*, no lado do avanço, e do tipo *Cold Lap*, no lado do recuo

de todas as soldaduras. As imagens permitem observar diferenças significativas na morfologia e/ou severidade destes defeitos, para as soldaduras realizadas em diferentes condições. Com efeito, analisando a Figura 4.5, onde se mostra a variação das espessuras resistentes associadas aos defeitos *Hook* e *Cold Lap*, com o passo de soldadura, pode concluir-se que a severidade destes defeitos diminui de forma significativa com o aumento do passo de soldadura, ou seja, a espessura resistente nos lados do recuo e do avanço aumenta ao aumentar o passo, em cerca de 20 %. Os gráficos mostram ainda que, para o mesmo passo, as espessuras resistentes, nos lados do avanço e do recuo, são semelhantes para as soldaduras produzidas com ferramentas diferentes.



**Figura 4.4.** Ampliação das secções transversais das soldaduras na região próxima da interface original. a) soldadura CL\_1000\_150. b) soldadura CL\_800\_250. c) soldadura FT\_1000\_150. d) soldadura FT\_800\_250.

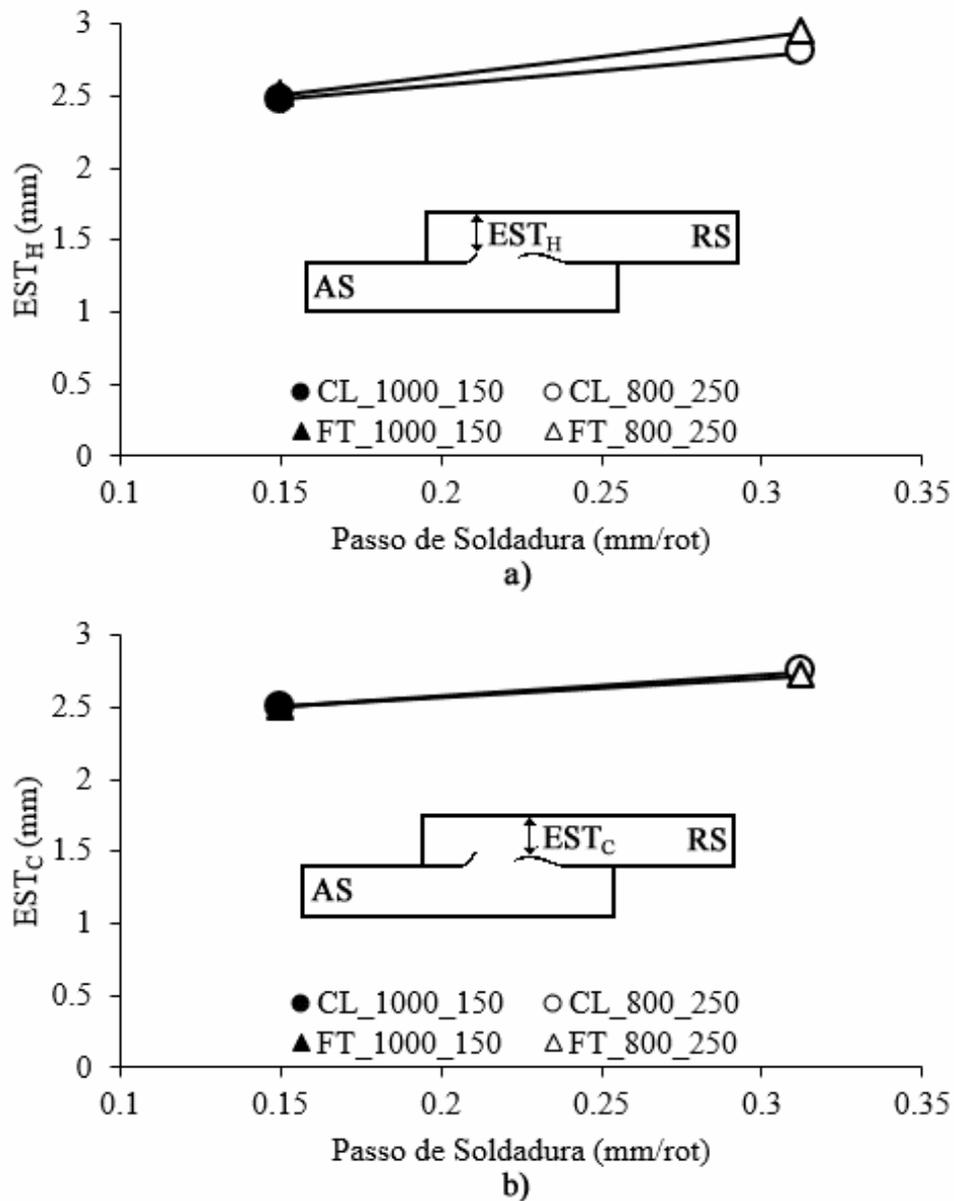


Figura 4.5. Variação da espessura resistente com o passo de soldadura, nos defeitos *Hook* e *Cold Lap*.

Além da redução da espessura resistente no lado do recuo, a deflexão do defeito *Cold Lap*, para o interior do Nugget, conduz também à redução da largura da zona de ligação efetiva entre as chapas, designada por largura resistente (ELW) no capítulo de revisão bibliográfica. A Figura 4.6, onde se mostra a variação da largura resistente com o passo de soldadura, permite concluir que a ferramenta FT produz soldaduras com maior largura resistente do que a ferramenta CL. A figura permite também concluir que o aumento do passo de soldadura provocou a diminuição da largura resistente, para ambas as ferramentas.

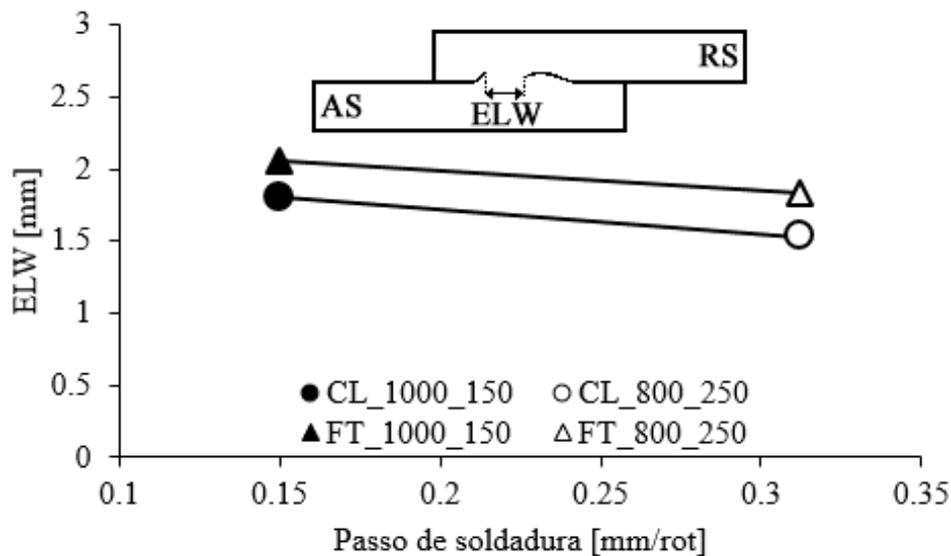
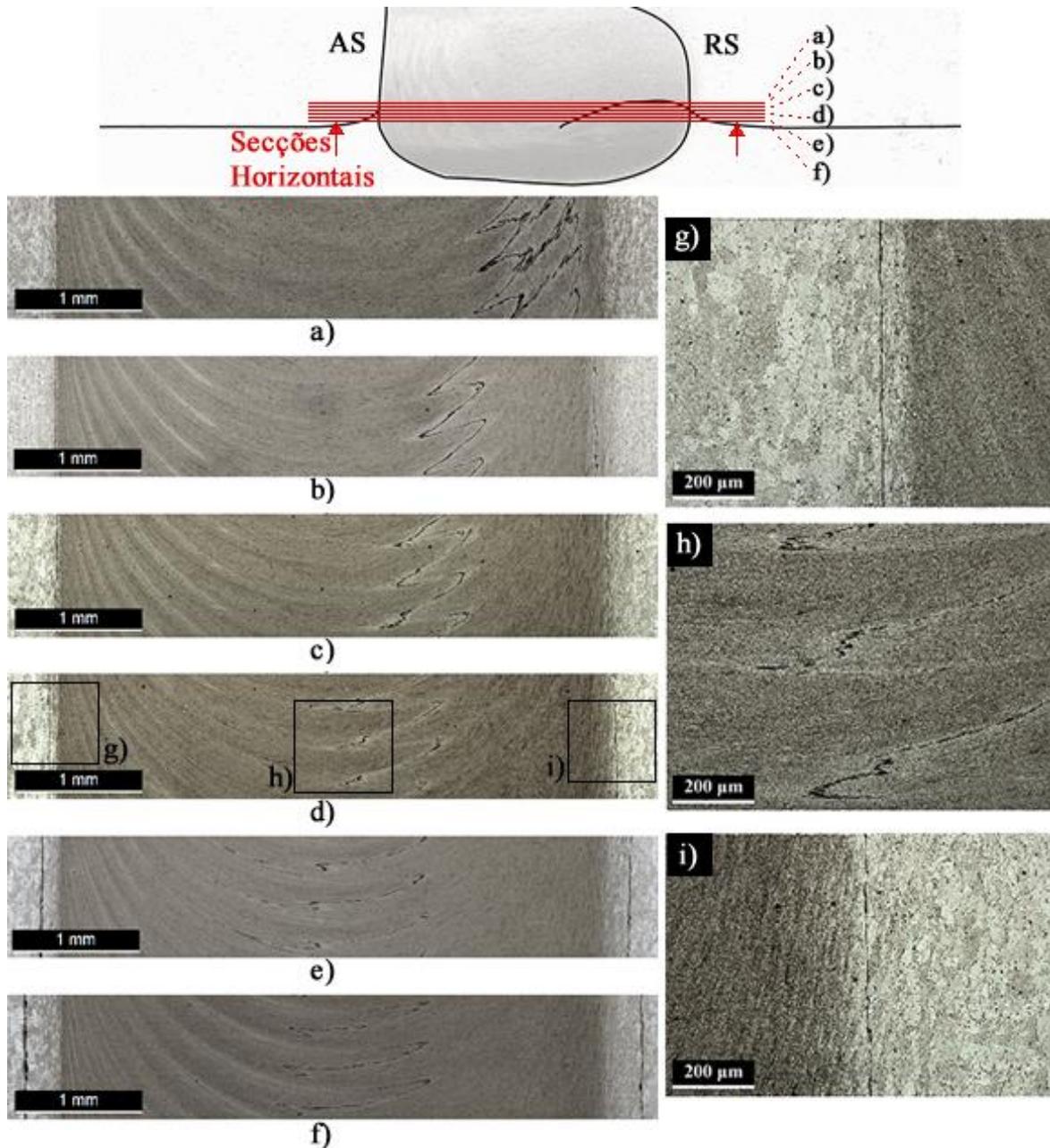


Figura 4.6. Variação da largura resistente com o passo de soldadura.

Apesar da variação linear da largura resistente, com o passo de soldadura e a geometria da ferramenta, reportada na Figura 4.6, é importante referir que este parâmetro pode variar de forma significativa ao longo da secção horizontal das soldaduras. De modo a melhor ilustrar esta afirmação, na Figura 4.7 mostram-se macrografias de diversas secções horizontais da soldadura CL\_800\_250. Mais concretamente, e tal como se esquematiza na zona superior da figura, as imagens apresentadas correspondem a secções horizontais da soldadura, em diferentes posições relativamente à espessura da chapa, na região do defeito *Cold Lap*. As Figuras 4.7a e 4.7f, por exemplo, correspondem às duas posições extremas do defeito *Cold Lap*, ou seja, à secção mais distante e à secção mais próxima da interface das chapas, respetivamente. Tal como as secções transversais, as secções horizontais das soldaduras revelaram a presença dos defeitos *Hook* e *Cold Lap* dos lados do avanço e do recuo das soldaduras, respetivamente. A evolução da morfologia de ambos os defeitos, ao longo da espessura, é bem visível nas secções longitudinais. Ou seja, enquanto o defeito *Hook* consiste numa fenda linear ao longo da soldadura (Figura 4.7g), independentemente da secção analisada, o defeito *Cold Lap* consiste numa fenda linear, na interface com o metal base (Figura 4.7i) e apresenta um padrão em forma de serrilha na extremidade oposta (Figura 4.7h). Este padrão mostra que, nas secções transversais, o comprimento do defeito *Cold Lap* pode variar ao longo do comprimento de soldadura. As imagens mostraram também que o defeito *Cold Lap* é constituído por uma fenda que se prolonga na camada de óxidos contínua,

a qual dificulta a detecção exata da sua extremidade. A existência de camadas contínuas de óxidos nos defeitos *Cold Lap* foi pela primeira vez avançada por Zhou et al. (2016), os quais concluíram, através da análise SEM/EDS deste defeito, que existe uma grande quantidade de oxigénio na sua composição.



**Figura 4.7.** Secções horizontais na região do defeito *Cold Lap*. a) a f) diferentes secções longitudinais da soldadura CL\_800\_250. g) defeito *Hook*. h) e i) defeito *Cold Lap*.

Os resultados da análise metalográfica mostram que apesar de os parâmetros do processo testados neste trabalho condicionarem a morfologia das soldaduras, não alteram de

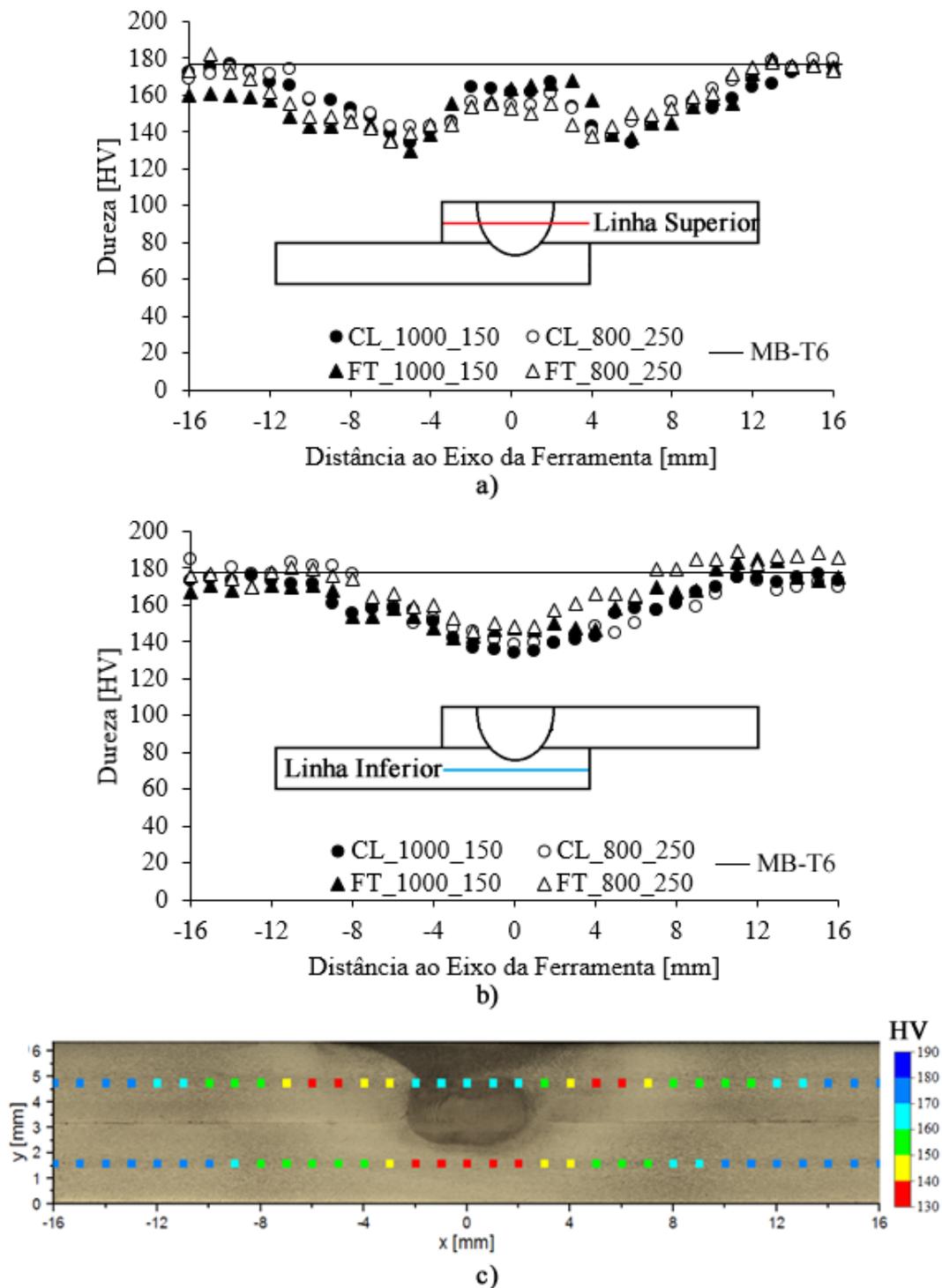
forma significativa a dimensão das zonas afetadas pelo processo, ou seja, a quantidade de material arrastado pela ferramenta. As alterações na morfologia da soldadura, são acompanhadas por diferenças mais ou menos significativas na dimensão dos defeitos *Hook* e *Cold Lap* presentes nos lados do avanço e do recuo, respetivamente, de todas as soldaduras. Ou seja, as soldaduras produzidas com o menor passo, em que o *Nugget* apresenta uma delimitação clara entre as regiões afetadas pela base e pelo pino, possuem menores valores de espessura resistente, e maiores valores de largura resistente, do que as soldaduras produzidas com o maior passo. Outra conclusão importante é que a morfologia da soldadura, e a severidade dos defeitos, foram fortemente condicionados pelo passo de soldadura, mas praticamente independentes da geometria da ferramenta. Com efeito, a análise morfológica das soldaduras indicou que apenas a largura resistente poderá ter sido influenciada pela geometria da ferramenta. Contudo, deve também notar-se que a medição desta grandeza apresenta alguma incerteza, devido à morfologia irregular do defeito *Cold Lap* ao longo da secção horizontal.

## **4.2.2. Caracterização Mecânica**

### **4.2.2.1. Ensaio de Dureza**

Nas Figuras 4.8a e 4.8b mostra-se a variação de dureza ao longo das secções transversais das soldaduras, na chapa superior e na chapa inferior, respetivamente. A análise da figura permite concluir que a mudança dos parâmetros do processo, e da geometria da ferramenta, não conduziu a diferenças significativas nos valores das durezas nas diferentes zonas das soldaduras. Com efeito, pode constatar-se que o perfil de durezas da chapa superior, com um formato em W, típico das soldaduras em ligas tratáveis termicamente, é semelhante para todas as soldaduras e difere do perfil de durezas da chapa inferior. Esta diferença resulta do facto de os perfis de dureza das chapas superiores intersectarem o metal base, a ZTA e a ZTMA, nos lados do avanço e do recuo das soldaduras, enquanto os perfis de dureza das chapas inferiores intersectam apenas a ZTA sob o *Nugget*. Este aspeto é melhor ilustrado na Figura 4.8c onde se sobrepõe os perfis de dureza da soldadura CL\_1000\_150 com uma imagem da secção transversal onde as medições foram efetuadas. Esta figura mostra que os valores mínimos de dureza da chapa inferior são semelhantes aos valores mínimos de dureza da ZTA, nos lados do avanço e do recuo, da chapa superior, o que indicia uma distribuição uniforme e simétrica do calor em torno da ferramenta. Todos os perfis mostram um

decrécimo importante da dureza na soldadura, relativamente à dureza original do metal base, característico das soldaduras de ligas endurecidas por envelhecimento artificial (estado T6).

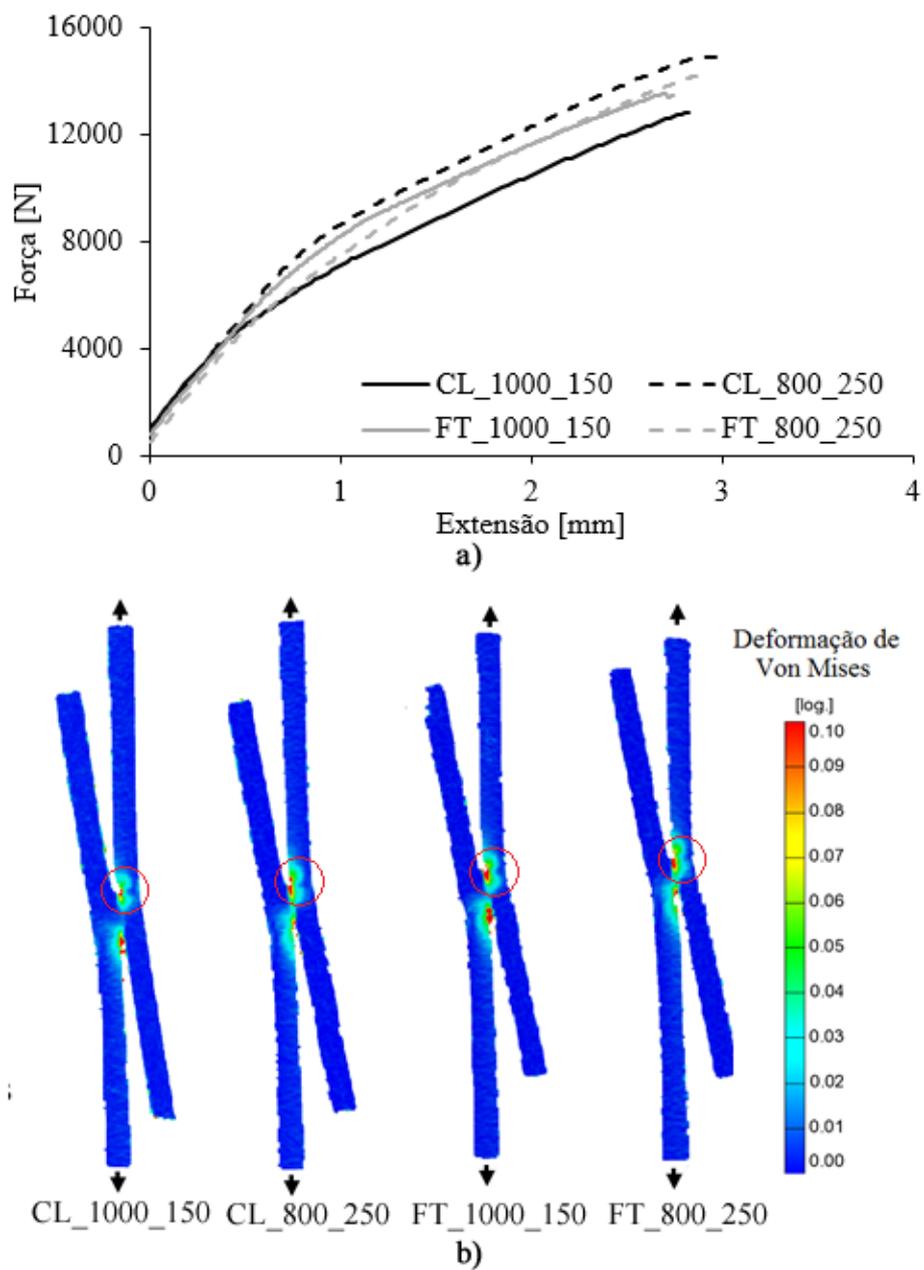


**Figura 4.8.** Perfil de dureza na secção transversal das soldaduras sem PWHT. a) linha de durezas da chapa superior. b) linha de durezas da chapa inferior. c) evolução da dureza na secção transversal da soldadura CL\_1000\_150.

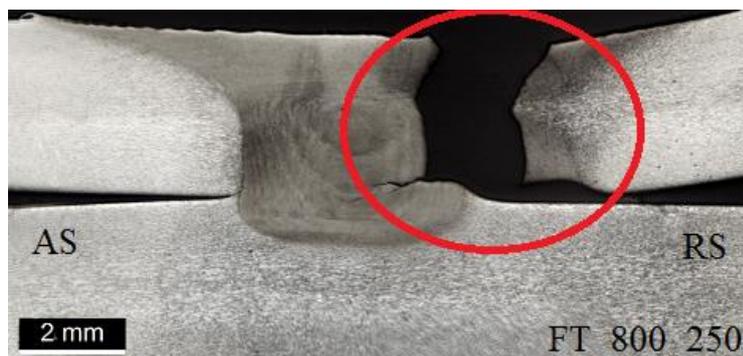
#### 4.2.2.2. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com o procedimento descrito no subcapítulo 3.5.2. Na Figura 4.9 apresentam-se os resultados dos ensaios de tração em corte realizados às soldaduras sem tratamento térmico. Mais concretamente, na Figura 4.9a comparam-se as curvas força-extensão obtidas para as diferentes soldaduras e na Figura 4.9b mostram-se os mapas de distribuição da deformação nas amostras, no instante em que foi atingida a carga máxima. Como se pode observar na figura, os ensaios de tração em corte ditaram valores próximos de resistência para todas as soldaduras. A maior diferença em termos do valor de carga máxima, que não ultrapassa 14 %, foi registada entre as soldaduras produzidas com a ferramenta CL e diferentes parâmetros do processo. A resistência das soldaduras produzidas com a ferramenta FT, por outro lado, mostrou ser semelhante, independentemente da variação do passo de soldadura. Os mapas da distribuição da deformação, apresentados na Figura 4.9b, mostram também que a rotura ocorreu antes de se registar deformação plástica significativa em qualquer das regiões das soldaduras. Este comportamento sugere que a resistência máxima das soldaduras terá sido condicionada pela presença da fenda associada ao defeito *Cold Lap* no lado do recuo da soldadura, ou seja, o lado solicitado durante o ensaio.

De modo a melhor ilustrar a conclusão final do parágrafo anterior, na Figura 4.10 apresenta-se uma macrografia de uma das amostras de tração após rotura. Esta imagem mostra que a rotura ocorreu na chapa superior, na região da amostra com menor espessura resistente, ou seja, na região do defeito *Cold Lap*. Este comportamento foi semelhante para todas as soldaduras, independentemente dos parâmetros do processo e do tipo de ferramenta utilizados na sua execução. É também importante notar que a rotura se inicia no defeito *Cold Lap*, propagando-se na horizontal até ao interior do *Nugget*, e na vertical até à superfície da chapa superior. Na ausência do defeito *Cold Lap*, a ocorrência de rotura seria espectável na ZTA, onde foram registados os menores valores de dureza.



**Figura 4.9.** Resultados do ensaio de tração em corte das soldaduras sem PWHT. a) curvas força-extensão. b) mapas de distribuição da deformação nas amostras, no instante em que foi atingida a carga máxima.



**Figura 4.10.** Macrografia da zona de rotura da soldadura FT\_800\_250 antes do PWHT.

#### 4.2.2.3. Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados de acordo com o procedimento descrito no subcapítulo 3.5.3 utilizando provetes de soldadura sem tratamento térmico. Na Figura 4.11 mostram-se as curva S-N, em escala logarítmica, para todas as soldaduras analisadas neste trabalho. Esta curva relaciona a amplitude de tensão aplicada durante o ensaio de fadiga com o número de ciclos até à rotura do provete. Analisando os resultados é possível concluir que, independentemente da geometria da ferramenta, a resistência à fadiga foi superior para as soldaduras realizadas com o maior passo. Tal como registado nos ensaios de tração em corte, solicitados em carregamento monótono, as soldaduras realizadas com a ferramenta CL são aquelas que apresentaram os valores extremos de resistência à fadiga, ou seja, a menor resistência à fadiga, no caso da soldadura CL\_1000\_150, e a maior resistência à fadiga, no caso da soldadura CL\_800\_250. Para todos os níveis de carga, e para todas as soldaduras, a rotura ocorreu na chapa superior, na zona de redução de espessura, associada ao defeito *Cold Lap*, tal como registado nos provetes solicitados com cargas monótonas.

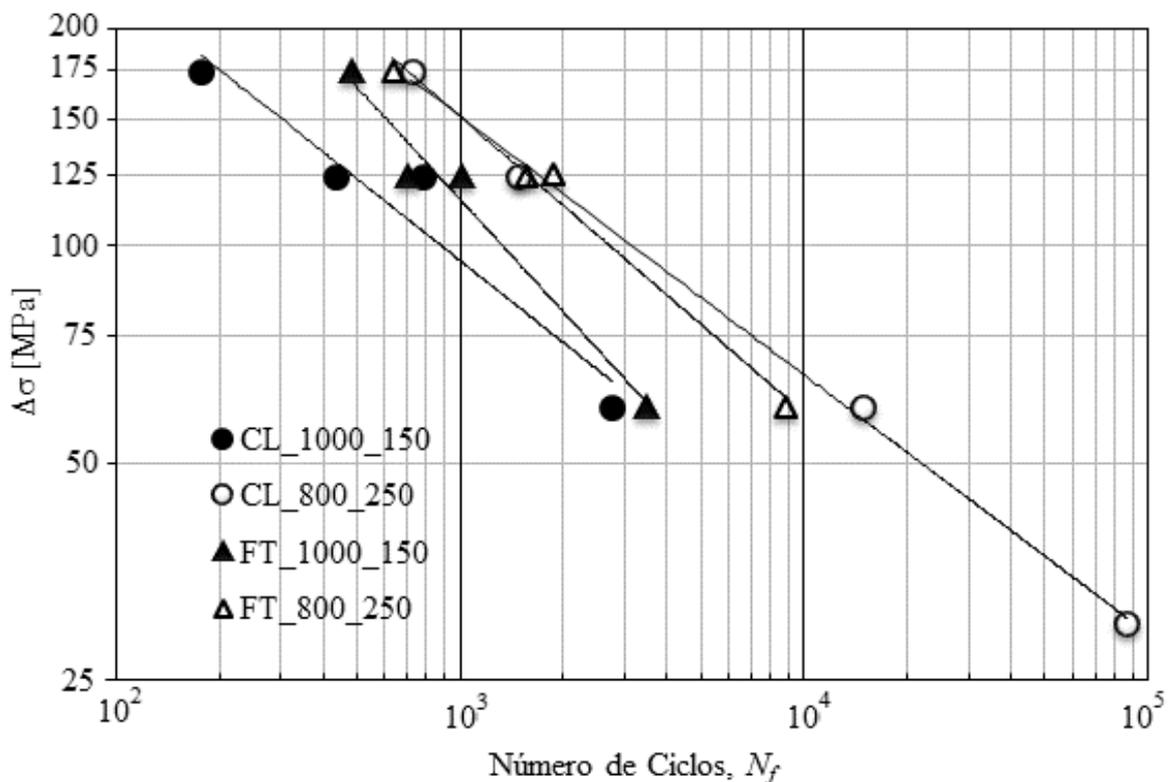
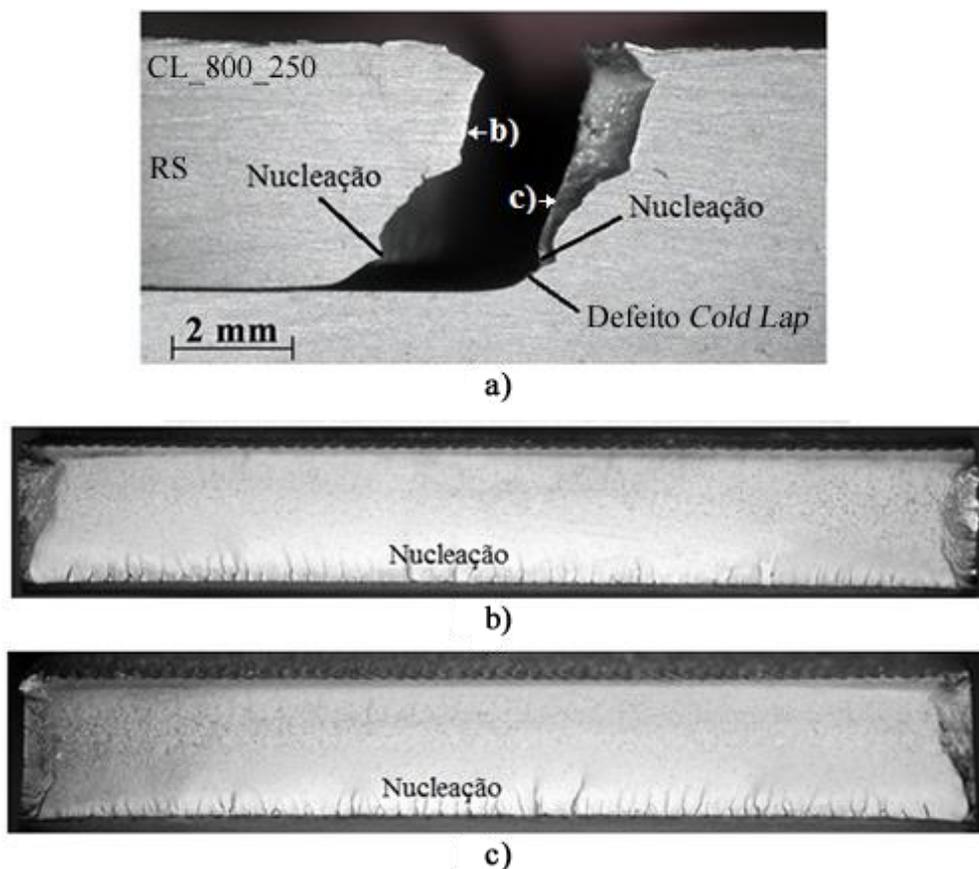


Figura 4.11. Comportamento à fadiga dos quatro tipos de soldadura.

Na Figura 4.12 mostram-se imagens de microscopia ótica de ambas as superfícies de rotura dos provetes de fadiga da soldadura CL\_800\_250, mais concretamente, dos provetes ensaiados com uma amplitude de carga de 30 MPa. Apesar da ampliação reduzida, são facilmente visualizáveis nas imagens as zonas de nucleação, onde ocorreu a iniciação das fendas de fadiga. Leitao et al. (2016) observaram superfícies de rotura semelhantes a estas em soldaduras dissimilares Alumínio-Aço produzidas por FSLW. A análise das zonas de nucleação, com recurso a microscopia eletrónica de varrimento (SEM), permitiu-lhes detetar a presença de múltiplas micro-cavidades na zona de interface entre os materiais de base, que funcionaram como núcleos para a iniciação e propagação das fendas de fadiga. A presença das micro-cavidades foi associada por estes autores à reduzida penetração do pino na chapa inferior aquando da ligação em junta sobreposta. Atendendo à semelhança das superfícies de fratura, será de assumir que a presença de micro-cavidades, junto do defeito *Cold Lap*, terá sido também a responsável pela falha prematura das soldaduras produzidas neste trabalho, quando solicitadas por cargas cíclicas.



**Figura 4.12.** Superfícies de rotura à fadiga da soldadura CL\_800\_250, a 30 MPa.

### 4.3. Caracterização das Soldaduras com PWHT

Neste subcapítulo mostram-se os resultados da caracterização mecânica e microestrutural das soldaduras submetidas a tratamento térmico de solubilização. A caracterização mecânica contemplou a realização de ensaios de dureza e de tração em corte, com cargas monótonas, aos quatro tipos distintos de soldaduras. Não foram realizados ensaios com cargas cíclicas destas soldaduras.

#### 4.3.1. Análise Metalográfica

Na Figura 4.13 mostram-se imagens das secções transversais das quatro soldaduras após tratamento térmico de solubilização. É claramente visível nestas imagens que o tratamento térmico de solubilização resultou num crescimento de grão anormal (AGG) na região do *Nugget*, ou seja, na região das soldaduras sujeita a deformação plástica intensa e recristalização durante o processo de soldadura. A ocorrência de AGG indica que a temperatura de solubilização foi suficientemente elevada para garantir a dissolução completa dos precipitados endurecedores, que além de conferirem resistência ao material, funcionam como barreiras ao crescimento de grão. No entanto, é também de notar que o crescimento anormal do grão não foi uniforme em todo o *Nugget*. Ou seja, é visível que o grão é claramente mais grosseiro, e orientado segundo a direção do fluxo do material, nas regiões do *Nugget* situadas na chapa superior, e apresenta dimensão menor, e formato equiaxial, nas regiões do *Nugget* situadas na chapa inferior. É também importante realçar que para as soldaduras efetuadas com menor passo, o crescimento anormal do grão, no lado do avanço, se estendeu da chapa superior para a inferior, indiciando a existência de continuidade microestrutural na região onde a interface entre as chapas foi suprimida pela ligação (Figura 4.14a). O mesmo não aconteceu no lado do avanço das soldaduras efetuadas com passo maior, para as quais é possível observar uma descontinuidade no tamanho/estrutura do grão na região da interface original das chapas (Figura 4.14b). O mesmo tipo de descontinuidade pode observar-se em todas as soldaduras, do lado do recuo, na região onde se localiza o defeito *Cold Lap* (Figuras 4.14a e 4.14b). Finalmente, pode ainda observar-se na Figura 4.13 que as soldaduras produzidas com menor passo apresentavam um grão mais grosseiro, após tratamento térmico, do que as produzidas com o passo de soldadura mais elevado. Esta variação no tamanho de grão indicia que o grão no *Nugget* seria também mais grosseiro, para estas soldaduras, antes do tratamento térmico que conduziu à ocorrência de AGG. Tal como

explicado anteriormente, a passos de soldadura reduzidos está associada uma maior transferência de calor para o material a soldar, e assim sendo, a formação de grão mais grosseiro nas zonas afetadas pelo processo.

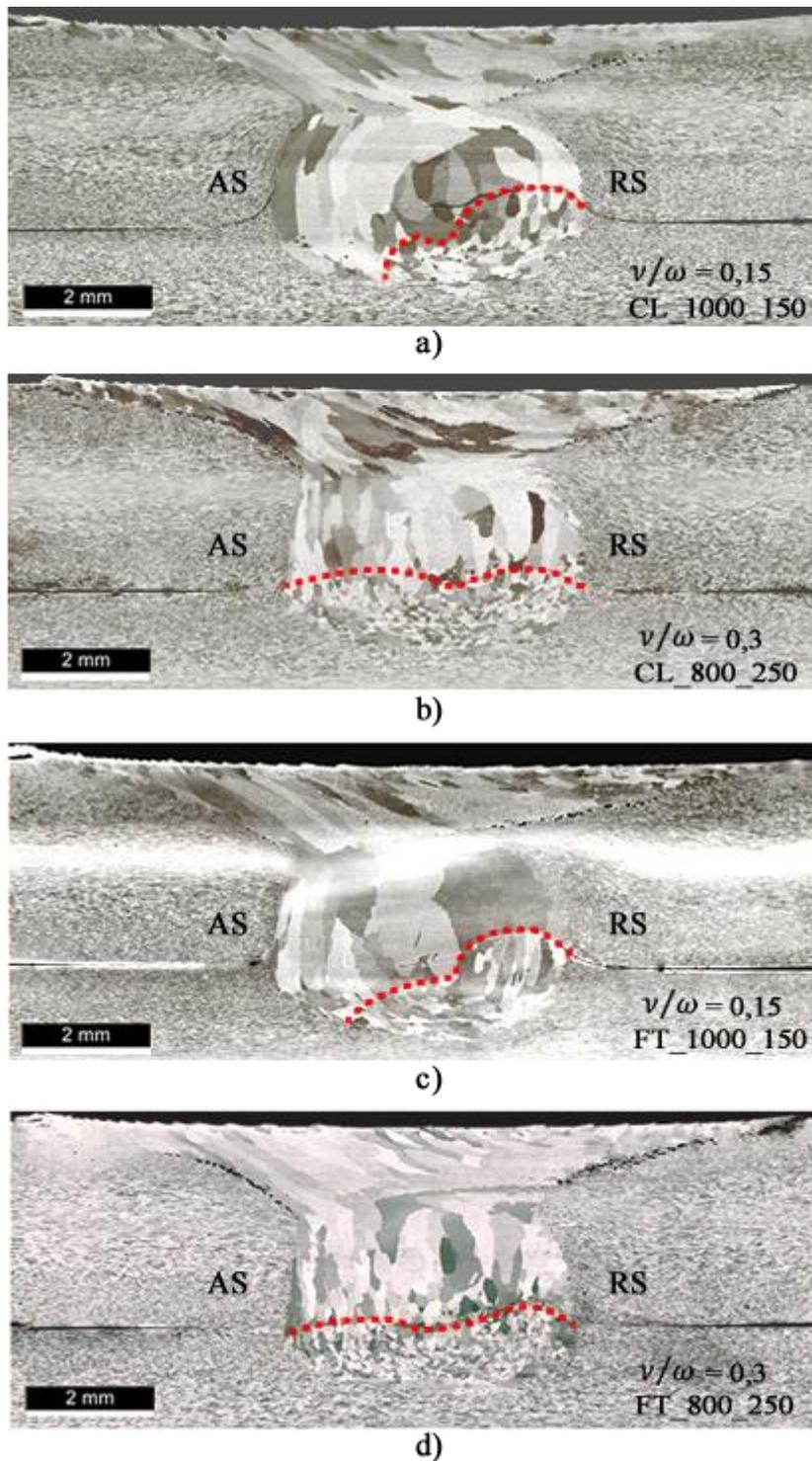
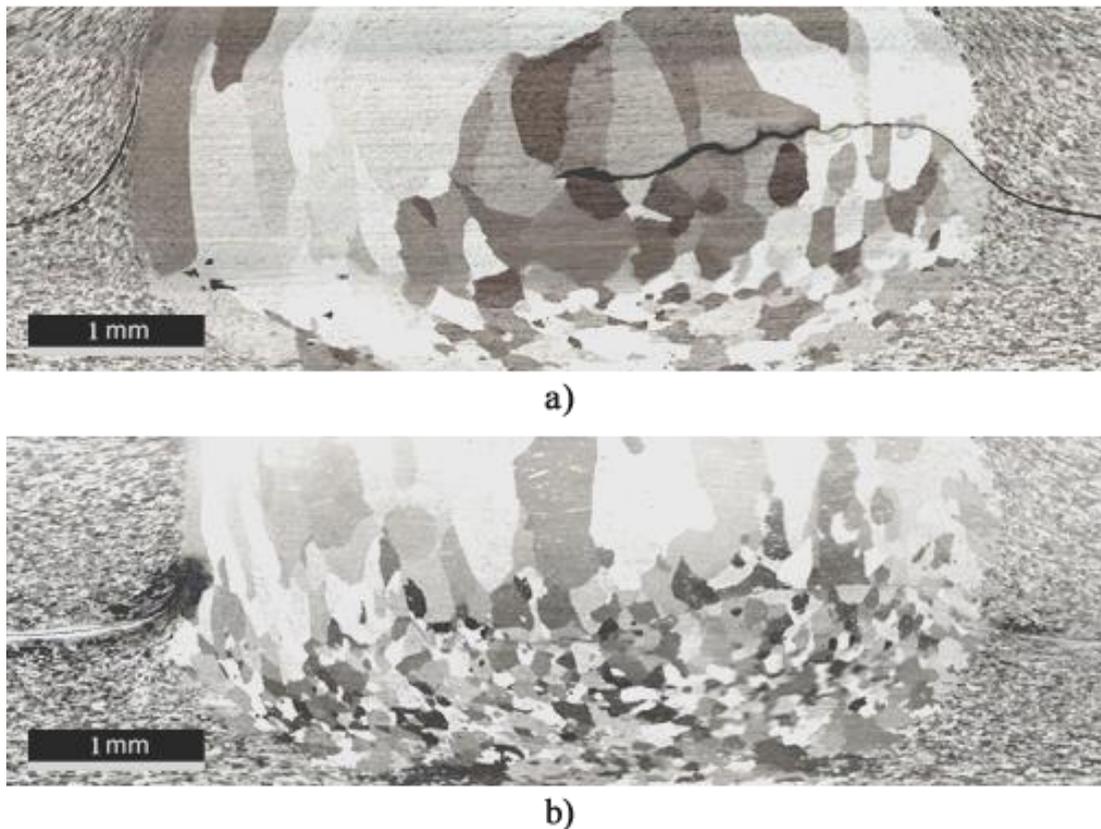


Figura 4.13. Secção transversal das soldaduras com PWHT. a) CL\_1000\_150. b) CL\_800\_250. c) FT\_1000\_150. d) FT\_800\_250.



**Figura 4.14.** AGG junto aos defeitos Hook e Cold Lap. a) soldadura CL\_1000\_150. b) soldadura CL\_800\_250.

### 4.3.2. Caracterização Mecânica

#### 4.3.2.1. Ensaio de Dureza

Nas Figuras 4.15a e 4.15b mostra-se a variação da dureza, ao longo das secções transversais das soldaduras tratadas termicamente, na chapa superior e na chapa inferior, respetivamente. Como se pode observar na figura, o tratamento térmico de solubilização resultou na uniformização da dureza ao longo da secção transversal das soldaduras, tanto na chapa inferior, como na chapa superior. A dureza média nas diferentes regiões da soldadura, e no metal base, após tratamento térmico, passou a ser de 137 HV, ou seja, bastante inferior à dureza original do metal base (177 HV). Este decréscimo de dureza é explicado pela dissolução dos precipitados endurecedores, tal como referido aquando da análise da metalográfica das soldaduras.

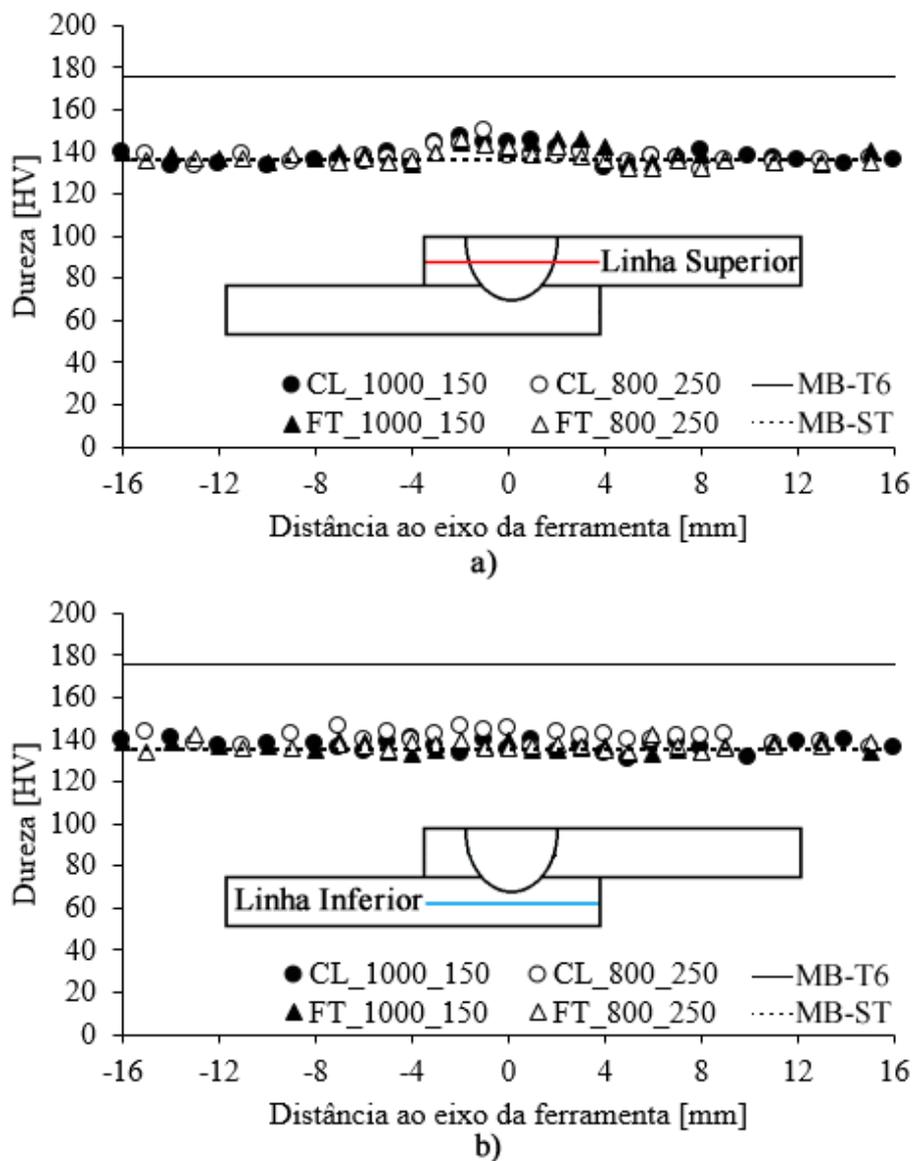
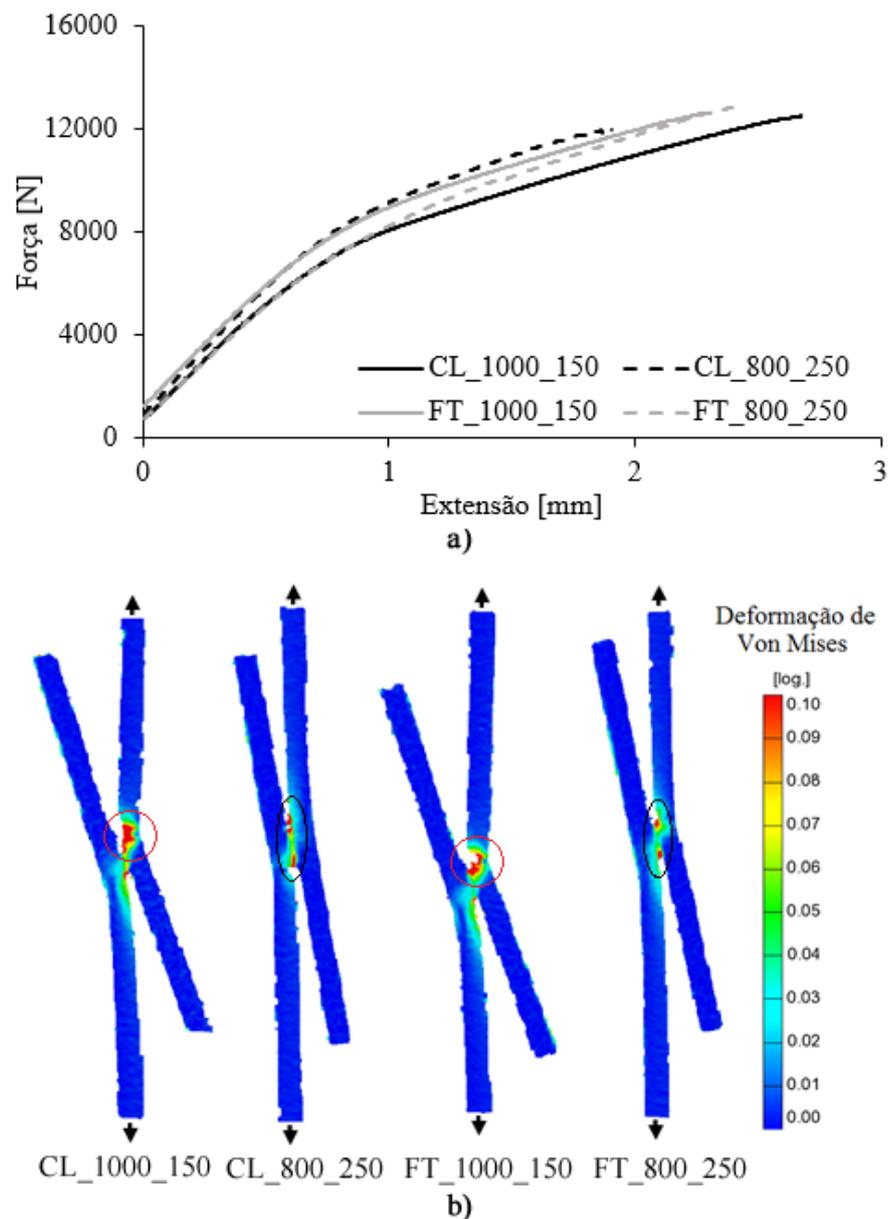


Figura 4.15. Perfil de dureza na secção transversal das soldaduras com PWHT. a) linha de durezas da chapa superior. b) linha de durezas da chapa inferior.

#### 4.3.2.2. Ensaio de Tração

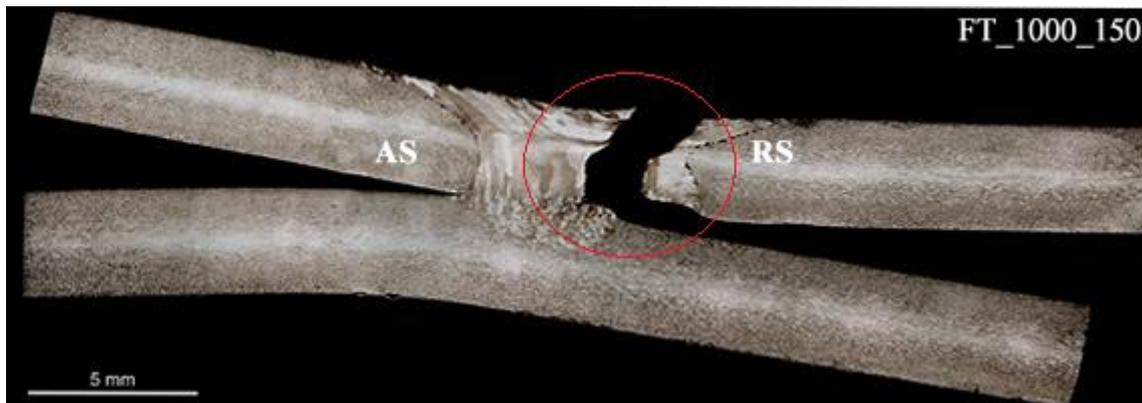
Na Figura 4.16 mostram-se agora os resultados dos ensaios de tração em corte das amostras das soldaduras tratadas termicamente. Na Figura 4.16a podem-se observar as curvas força-extensão e na Figura 4.16b os mapas de distribuição da deformação no instante em que as amostras atingiram a carga máxima. Tal como registado para as soldaduras não tratadas termicamente, também as amostras tratadas termicamente não mostraram variações significativas de resistência quando ensaiadas em tração (Figura 4.16a). Mais concretamente, para a generalidade das amostras, a rotura ocorreu para uma carga aplicada de

aproximadamente 12 kN. No entanto, contrariamente ao registado para as soldaduras não-tratadas termicamente, as soldaduras tratadas termicamente apresentaram diferenças significativas no que concerne ao modo de rotura das amostras. Ou seja, enquanto as soldaduras realizadas com maior passo sofreram rotura por separação das duas chapas, paralelamente à interface original, as soldaduras efetuadas com menor passo sofreram rotura na chapa superior. Independentemente do modo de rotura, nenhuma das soldaduras apresentou deformação plástica significativa antes de atingir a carga máxima (Figura 4.16b).



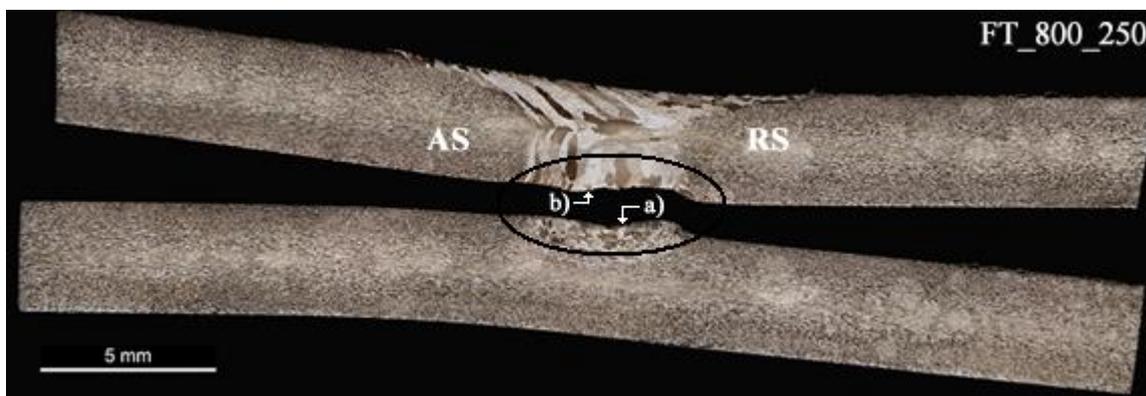
**Figura 4.16.** Resultados do ensaio de tração em corte das soldaduras com PWHT. a) curvas força-extensão. b) mapas de distribuição da deformação nas amostras, no instante em que foi atingida a carga máxima.

Na Figura 4.17 mostra-se, a título de exemplo, a zona de rotura para uma amostra das soldaduras realizadas com menor passo. Como se evidencia na figura, a rotura nestas soldaduras ocorreu na zona de redução de espessura associada ao defeito *Cold Lap*, como registado anteriormente para as soldaduras não-tratadas termicamente (comparar Figura 4.10 e Figura 4.17). Mais concretamente, a rotura começa por se iniciar no ponto mais elevado do defeito *Cold Lap*, propagando-se até atingir a superfície da chapa superior.



**Figura 4.17.** Exemplo da zona de rotura para uma amostra realizada com menor passo de soldadura.

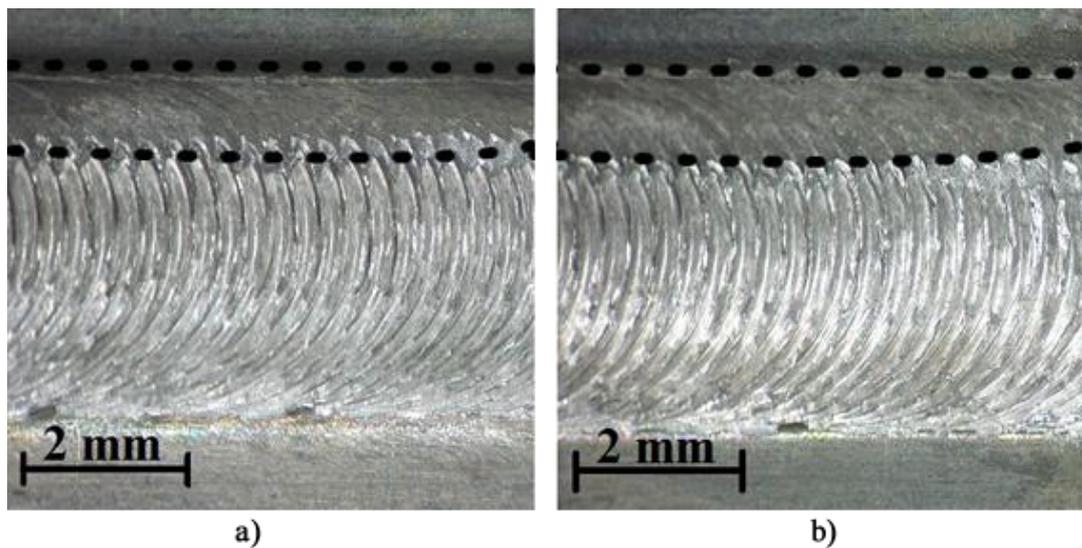
Na Figura 4.18 mostra-se agora a zona de rotura para uma amostra das soldaduras realizadas com maior passo. Como se pode ver na figura, a rotura ocorreu por separação na interface das chapas. Neste tipo de rotura, a fenda ter-se-á iniciado na ponta do defeito *Cold Lap*, propagando-se na horizontal, ao longo da largura resistente, até ao lado do avanço da soldadura. É ainda importante assinalar que a superfície de fratura coincide exatamente com a interface entre regiões com características microestruturais distintas.



**Figura 4.18.** Exemplo da zona de rotura para uma amostra realizada com maior passo de soldadura.

Os resultados anteriores permitem concluir que, independentemente da geometria da ferramenta, o modo de rotura das soldaduras tratadas termicamente varia em função do passo de soldadura utilizado na sua fabricação. Com efeito, como se constatou durante a análise das secções transversais das soldaduras tratadas termicamente, existe uma descontinuidade microestrutural clara na região da interface original das chapas das soldaduras realizadas com maior passo. Além desta característica, concluiu-se também que as soldaduras com maior passo apresentavam uma menor largura resistente (Figura 4.6), o que terá favorecido a concentração de tensões na interface aquando da solicitação em corte.

Na Figura 4.19 mostram-se as superfícies de rotura da amostra da Figura 4.18. A superfície na Figura 4.19a, corresponde à chapa inferior, e a superfície na Figura 4.19b, corresponde à chapa superior. Em ambas as imagens a região do defeito *Cold Lap* está delimitada a preto, mostrando mais uma vez que este defeito corresponde à existência de uma fenda plana, ao longo de toda a soldadura, no lado do recuo. A largura desta fenda é inferior ao comprimento do defeito *Cold Lap*, tal como foi considerado aquando da medição da largura resistente das soldaduras. Ou seja, os defeitos do tipo *Cold Lap* são compostos por uma zona onde a descontinuidade dos materiais é evidente, como se mostra nas Figuras 4.14 e 4.19, e por uma zona constituída por camadas contínuas de óxidos, como se mostra nas Figuras 4.4 e 4.7. Além disto, a presença de estrias bem definidas nas superfícies de rotura, geradas pela passagem da ferramenta, indica que a interação /mistura dos metais base não foi contínua/efetiva em toda a largura resistente da amostra. Com efeito, a existência de micro-cavidades na zona da interface foi referida aquando da análise das fendas de fadiga das soldaduras não-tratadas termicamente. A análise metalográfica das soldaduras tratadas termicamente resultou também numa importante descontinuidade microestrutural, a qual indica mecanismos de deformação diferentes para o material acima e abaixo da interface de ligação.



**Figura 4.19.** Superfície de separação da soldadura FT\_1000\_150.

A realização dos ensaios de tração em corte às soldaduras com tratamento térmico permitiu concluir que nem a variação nos parâmetros do processo, nem a alteração da geometria da ferramenta, tiveram influência significativa na resistência da ligação. Apesar disso, observou-se uma forte influência do passo de soldadura na microestrutura das soldaduras e dos provetes em tração. Ambos os fenômenos estarão relacionados com a assimetria de mistura (*stir*) dos metais base na zona da interface, durante a ligação, para as soldaduras produzidas com passo maior.

## 5. CONCLUSÕES

No âmbito desta dissertação investigou-se a influência dos parâmetros do processo FSW, e da geometria da ferramenta, na microestrutura e na resistência mecânica de soldaduras, em junta sobreposta, na liga de alumínio 7075-T6. O estudo efetuado permitiu concluir que a variação dos parâmetros do processo apresentou uma influência mais significativa na microestrutura e na resistência das soldaduras do que a alteração da geometria da ferramenta. Com efeito, a análise da secção transversal das soldaduras revelou diferenças na morfologia do *Nugget*, para soldaduras realizadas com uma mesma ferramenta e diferentes parâmetros do processo, mas não permitiu identificar diferenças significativas na morfologia do *Nugget* para as soldaduras efetuadas com diferentes ferramentas e parâmetros do processo semelhantes. Do mesmo modo, concluiu-se que a severidade dos defeitos do tipo *Hook*, no lado do avanço, e do tipo *Cold Lap*, no lado do recuo, foi afetada pelos parâmetros do processo. Mais concretamente, a espessura resistente das amostras foi aumentada e a largura resistente foi diminuída ao aumentar o passo de soldadura. A alteração da geometria da ferramenta influenciou apenas a dimensão da largura resistente. No entanto, concluiu-se também que a quantificação desta grandeza apresenta elevado grau de incerteza devido à evolução irregular do defeito *Cold Lap*, ao longo da soldadura, e à dificuldade em determinar, com exatidão, os limites da zona de fenda associada a este defeito.

Os ensaios de dureza revelaram uma diminuição acentuada da resistência do metal base na região da soldadura. Essa diminuição de dureza foi mais acentuada nas ZTA's, localizadas na chapa superior e inferior, do que na ZTMA. Não foram registadas diferenças significativas nos valores da dureza, ou na sua distribuição, para as soldaduras efetuadas em diferentes condições. Do mesmo modo não foram detetadas diferenças significativas na resistência das diferentes soldaduras quando solicitadas com cargas monótonas de tração em corte do lado do recuo. A diferença máxima, na carga máxima de tração, que não ultrapassou 14 %, foi registada entre as soldaduras efetuadas com a ferramenta cilíndrica roscada e diferentes passos de soldadura. De realçar ainda que, para todas as amostras, a rotura em tração em corte ocorreu no interior do *Nugget*, na região de redução de espessura associada

ao defeito *Cold Lap*. Em nenhuma das amostras foi detetada rotura na ZTA, onde foram registados os menores valores de dureza, ou seja, a menor resistência.

A análise dos resultados dos ensaios de fadiga também não permitiu detetar diferenças muito significativas de comportamento/resistência entre as diferentes soldaduras. Apesar disso, foi possível concluir que as soldaduras com melhor desempenho em fadiga foram aquelas realizadas com menor passo de soldadura (250 mm/min e 800 rpm), para as duas geometrias de ferramenta. Tal como nos ensaios monótonos, a rotura dos provetes de fadiga ocorreu no interior do *Nugget*, por nucleação e propagação de fendas na zona da amostra com menor espessura resistente. Ou seja, as fendas de fadiga não progrediram a partir da extremidade do defeito *Cold Lap*, mas na zona de menor secção resistente. A análise das superfícies de fratura permitiu detetar a presença de estrias, associadas a micro-cavidades na zona da interface entre os metais base, as quais terão propiciado a nucleação das fendas de fadiga. A presença de micro-cavidades na interface, por sua vez, indicia que o comprimento/penetração dos pinos das ferramentas não terão sido suficientes para promover uma mistura uniforme (*stir*) dos metais base na região da interface das chapas.

Na fase final do trabalho foram realizados tratamentos térmicos de solubilização, a todas as soldaduras, com vista a uniformizar a resistência ao longo da secção transversal e assim aferir com maior rigor o impacto dos defeitos na resistência da ligação. A realização destes tratamentos promoveu um crescimento anormal do grão (AGG), na região do *Nugget*, para todas as soldaduras. A análise das microestruturas das soldaduras, após tratamento térmico, permitiu observar diferenças significativas em termos do tamanho e morfologia do grão anormal entre as soldaduras realizadas com diferentes parâmetros do processo, mas não entre as soldaduras efetuadas com diferentes ferramentas. Ou seja, independentemente da ferramenta, observou-se que as soldaduras efetuadas com menor passo apresentavam um maior tamanho de grão anormal do que aquelas realizadas com maior passo. Também se observou uma clara distinção na morfologia e tamanho do grão nas regiões do *Nugget* pertencentes à chapa superior e à chapa inferior, para todas as soldaduras. No entanto, enquanto para as soldaduras efetuadas com menor passo se observou uma continuidade do grão anormal, através da região onde se localizava a interface das chapas, no lado do avanço, para as soldaduras efetuadas com maior passo, observou-se uma descontinuidade clara na microestrutura, entre a chapa superior e a inferior, em toda a secção transversal do *Nugget*.

As diferenças na microestrutura entre as soldaduras realizadas com diferentes passos traduziram-se em diferenças importantes em termos no comportamento em tração das ligações. Com efeito, apesar de não terem sido detetadas diferenças significativas na carga máxima à tração, para as diferentes soldaduras, foram detetadas diferenças importantes no modo de rotura das ligações após tratamento térmico. Ou seja, enquanto as soldaduras efetuadas com menor passo sofreram rotura na chapa superior, na zona de redução de espessura associada ao defeito *Cold Lap*, tal como tinha sido registado para as soldaduras não-tratadas termicamente, as soldaduras efetuadas com maior passo sofreram rotura por separação das chapas, numa superfície paralela à interface original das chapas e coincidente com a região de descontinuidade microestrutural. De realçar que estas soldaduras foram aquelas que apresentaram valores mais elevados de resistência à tração e à fadiga aquando do ensaio das soldaduras não-tratadas termicamente.

Com base na análise dos resultados apresentados pode então concluir-se que:

- As geometrias de ferramentas, mais especificamente do pino, testadas neste trabalho não conduziram à obtenção de soldaduras com características/propriedades marcadamente diferentes.
- A variação dos parâmetros de processo apresentou uma influência mais marcada, sobre a morfologia e propriedades mecânicas das soldaduras, do que alteração da geometria da ferramenta.
- Apesar de não terem sido observadas diferenças significativas de resistência entre as soldaduras testadas neste trabalho, as soldaduras efetuadas com maior passo foram aquelas que apresentaram melhor resistência à fadiga.
- A superior resistência à fadiga das soldaduras efetuadas com maior passo (menor *input* de calor) poderá se atribuída à presença de uma estrutura mais refinada no *Nugget*, do que aquela obtida para as soldaduras realizadas com menor passo (maior *input* de calor).
- A severidade dos defeitos *Cold Lap*, no lado do recuo, estará já dentro de um patamar considerado muito severo, uma vez que não foram detetadas diferenças de resistência significativas entre as soldaduras apesar de terem sido registadas variações de cerca de 20 % nas espessuras resistentes ao aumentar o passo de soldadura.

## **SUGESTÕES DE TRABALHO FUTURO**

Como sugestões de trabalho futuro, recomenda-se:

- A utilização de outras geometrias de ferramentas, dado que as estudadas ao longo da presente dissertação não originaram diferenças significativas, em termos de propriedades das ligações obtidas;
- A análise de uma gama mais alargada de parâmetros de soldadura, para as ferramentas utilizadas neste trabalho;
- A análise da influência da variação do comprimento do pino, na tentativa de otimizar a ligação.

---

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ASTM E 384–99, 1999. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials.
- ASTM E3–95, 1995. Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens.
- ASTM E8/E8M–09., 2009. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.
- Attallah, M.M. & Salem, H.G., 2005. Friction stir welding parameters: A tool for controlling abnormal grain growth during subsequent heat treatment. *Materials Science and Engineering A*, 391(1–2), pp.51–59.
- Babu, S., Ram, G.J., Venkitakrishnan, P.V., Reddy, G.M. & Rao, K.P., 2012. Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Lap Welded Aluminum Alloy AA2014. *Journal of Materials Science & Technology*, 28(5), pp.414–426.
- Barlas, Z. & Ozsarac, U., 2012. Effects of FSW Parameters on Joint Properties of AlMg3 Alloy. *Welding Journal*, 91(1), pp.16S–22S.
- Bergmann, J.P., Grätzel, M., Schürer, R., Regensburg, A. & Weigl, M., 2016. Advances and Potentials in Friction Stir Welding of Aluminum Alloys. *Key Engineering Materials*, 710, pp.137–142.
- Buffa, G., Campanile, G., Fratini, L. & Prisco, A., 2009. Friction stir welding of lap joints: Influence of process parameters on the metallurgical and mechanical properties. *Materials Science and Engineering A*, 519(1–2), pp.19–26.
- Cederqvist, L. & Reynolds, A.P., 2001. Factors Affecting the Properties of Friction Stir Welded Aluminum Lap Joints. *Welding Journal*, 80(12), pp.281–287.
- Çevik, B., Özçatalbas, Y. & B., G., 2016. Effect of welding speed on the mechanical properties and weld defects of 7075 Al alloy joined by FSW. *Kovove Mater.*, 54(48), pp.277–284.
- Charit, I., Mishra, R.S. & Mahoney, M.W., 2002. Multi-sheet structures in 7475 aluminum by friction stir welding in concert with post-weld superplastic forming. *Scripta Materialia*, 47(9), pp.631–636.
- Dursun, T. & Soutis, C., 2014. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. *Materials and Design*, 56, pp.862–871.

- Elangovan, K. & Balasubramanian, V., 2008. Influences of post-weld heat treatment on tensile properties of friction stir-welded AA6061 aluminum alloy joints. *Materials Characterization*, 59(9), pp.1168–1177.
- Feng, J.C., Chen, Y.C. & Liu, H.J., 2006. Effects of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of 2219-O aluminium alloy. *Materials Science and Technology*, 22(1), pp.86–90.
- Fersini, D. & Pirondi, A., 2008. Analysis and modelling of fatigue failure of friction stir welded aluminum alloy single-lap joints. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(3–4), pp.790–803.
- Gemme, F., Verreman, Y., Dubourg, L. & Wanjara, P., 2011. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of AA7075-T6 friction stir welded joints. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 34(11), pp.877–886.
- Hwang, Y.M., Kang, Z.W., Chiou, Y.C. & Hsu, H.H., 2008. Experimental study on temperature distributions within the workpiece during friction stir welding of aluminum alloys. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48(7–8), pp.778–787.
- Ipekoğlu, G., Erim, S. & Çam, G., 2014a. Effects of temper condition and post weld heat treatment on the microstructure and mechanical properties of friction stir butt-welded AA7075 Al alloy plates. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 70(1–4), pp.201–213.
- Ipekoğlu, G., Erim, S. & Çam, G., 2014b. Investigation into the influence of post-weld heat treatment on the friction stir welded AA6061 Al-Alloy plates with different temper conditions. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 45(2), pp.864–877.
- Leitao, C., Arruti, E., Aldanondo, E. & Rodrigues, D.M., 2016. Aluminium-steel lap joining by multipass friction stir welding. *Materials and Design*, 106, pp.153–160.
- Leitão, C.M.A., 2013. Influence of Base Material Plastic Properties and Process Parameters on Friction Stir Weldability, Universidade de Coimbra, Tese de Doutoramento em Engenharia Mecânica na Especialidade de Tecnologia da Produção.
- Li, Z., Yue, Y., Ji, S., Chai, P. & Zhou, Z., 2016. Joint features and mechanical properties of friction stir lap welded alclad 2024 aluminum alloy assisted by external stationary shoulder. *Materials and Design*, 90, pp.238–247.
- Lotfi, A.H. & Nourouzi, S., 2014. Effect of Welding Parameters on Microstructure, Thermal,

- and Mechanical Properties of Friction-Stir Welded Joints of AA7075-T6 Aluminum Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(6), pp.2792–2807.
- Mishra, R.S. & Mahoney, M.W., 2007. Friction Stir Welding and Processing. ASM International.
- Nandan, R., DebRoy, T. & Bhadeshia, H.K.D.H., 2008. Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, 53(6), pp.980–1023.
- Rai, R., De, A., Bhadeshia, H.K.D.H. & DebRoy, T., 2011. Review: friction stir welding tools. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(4), pp.325–342.
- Rajakumar, S., Muralidharan, C. & Balasubramanian, V., 2011. Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints. *Materials and Design*, 32(2), pp.535–549.
- Rometsch, P.A., Zhang, Y. & Knight, S., 2014. Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys - Some recent developments. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 24(7), pp.2003–2017.
- Salari, E., Jahazi, M., Khodabandeh, A. & Ghasemi-Nanesa, H., 2014. Influence of tool geometry and rotational speed on mechanical properties and defect formation in friction stir lap welded 5456 aluminum alloy sheets. *Materials and Design*, 58, pp.381–389.
- Shah, P.H. & Badheka, V., 2016. An Experimental Investigation of Temperature Distribution and Joint Properties of Al 7075 T651 Friction Stir Welded Aluminium Alloys. *Procedia Technology*, 23, pp.543–550.
- Sharma, C., Dwivedi, D.K. & Kumar, P., 2013. Effect of post weld heat treatments on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of Al-Zn-Mg alloy AA7039. *Materials and Design*, 43, pp.134-143.
- Shirazi, H., Kheirandish, S. & Safarkhanian, M.A., 2015. Effect of process parameters on the macrostructure and defect formation in friction stir lap welding of AA5456 aluminum alloy. *Measurement*, 76, pp.62–69.
- Song, Y., Yang, X., Cui, L., Hou, X., Shen, Z. & Xu, Y., 2014. Defect features and mechanical properties of friction stir lap welded dissimilar AA2024-AA7075 aluminum alloy sheets. *Materials and Design*, 55, pp.9–18.
- Thomas, W.M.W., David, N.E. & Christopher, N.J., 1991. Improvements relating to Friction Welding. *European Patent Specification*, 99(1).

- Threadgill, P.L., Leonard, A.J., Shercliff, H.R. & Withers, P.J., 2009. Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 54(2), pp.49–93.
- Threadgill, P.L., 2007. Terminology in friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 12(4), pp.357–360.
- Yadava, M.K., Mishra, R.S., Chen, Y.L., Carlson, B. & Grant, G.J., 2010. Study of friction stir joining of thin aluminium sheets in lap joint configuration. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(1), pp.70–75.
- Chen, Y., Ding, H., Cai, Z., Zhao, J. & Li, J., 2016. Effect of Welding Speed on Defect Features and Mechanical Performance of Friction Stir Lap Welded 7B04 Aluminum Alloy. *Metals*, 6(4), pp.87.
- Zhou, Z., Yue, Y., Ji, S., Li, Z. and Zhang, L., 2016. Effect of rotating speed on joint morphology and lap shear properties of stationary shoulder friction stir lap welded 6061-T6 aluminum alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 88, pp.2135–2141.