



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS  
E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA

# **Comportamento à Fadiga de Ligações T em Ligas de Alumínio Dissimilares Soldadas por Laser**

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

## **Fatigue Behaviour of Laser Beam Welded T Joints of Dissimilar Aluminium Alloys**

**Autor**

**João Carlos Simões Melo**

**Orientadores**

**Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa**

**Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro**

**Júri**

<b>Presidente</b>	<b>Professor Doutor José António Martins Ferreira</b> <b>Professor Catedrático da Universidade de Coimbra</b>
<b>Orientador</b>	<b>Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa</b> <b>Professor Associado c/ Agregação da Universidade de Coimbra</b>
<b>Vogais</b>	<b>Professor Doutor Ricardo Nuno Madeira Soares Branco</b> <b>Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra</b>

**Coimbra, setembro de 2017**



“Pouco conhecimento faz com que as pessoas se sintam orgulhosas. Muito conhecimento, com que se sintam humildes.”

Leonardo Da Vinci



## Agradecimentos

O trabalho que aqui se apresenta só foi possível graças à colaboração e apoio de algumas pessoas, às quais não posso deixar de prestar o meu reconhecimento.

Em primeiro lugar tenho de agradecer aos meus orientadores, Professor Doutor José domingos Moreira da Costa e Professor Doutor Altino Loureiro, pela disponibilidade, incentivo e conhecimento transmitido. A sua ajuda foi imprescindível. Um profundo agradecimento.

Um grande agradecimento ao meu colega de investigação, Pedro Oliveira, pela sua ajuda, pela orientação prestada em vários momentos e pela disponibilidade no esclarecimento de dúvidas sempre que estas surgiram.

O meu agradecimento ao Senhor Fernando das oficinas do departamento pelo auxílio na fabricação dos provetes e pela sua disponibilidade em ajudar naquilo que foi preciso ao longo da realização da dissertação.

Um obrigado ao colega de curso Paulo Martins que tirou algum do seu tempo para auxiliar na realização dos ensaios de tração e arrancamento fora de horas devido à limitação de tempo para o uso da máquina de tração.

O meu agradecimento a todos os professores do DEM pela disponibilidade ao longo da minha vida académica.

Agradeço a todos os meus amigos e colegas que me ajudaram e apoiaram ao longo desta caminhada por Coimbra.

Por último, um agradecimento especial à minha família. A sua confiança e apoio foram fundamentais.

Por fim um agradecimento à Fundiven pela disponibilização da máquina de raio-X e ao IPN pela disponibilização do microscópio eletrónico.

A todos um profundo agradecimento.



## Resumo

Este trabalho foi feito com o objetivo de estudar a influência dos parâmetros de soldadura na morfologia e no comportamento à fadiga de juntas T de ligas de alumínio dissimilares soldadas a laser, com o fim da sua aplicação na indústria aeronáutica.

Utilizando a soldadura laser, foram fabricadas juntas T em chapas com 2 mm de espessura das ligas AA2024-T4 (*skin*) e AA7075-T6 (*stringer*) e elétrodo da liga AA4047 como material de adição. Foi feita a variação de parâmetros de soldadura como o diâmetro de spot, o ângulo e posição de incidência do feixe laser e velocidade de soldadura. As soldaduras foram feitas sequencialmente de um e outro lado do *stringer*. Foi então analisada a influência dos vários parâmetros de soldadura na geometria de cordões de soldadura, na sua microestrutura e resistência mecânica, recorrendo à microscopia ótica e eletrônica (SEM), à medição de microdurezas, à radiografia, aos ensaios de tração e fadiga e, por fim, à análise de elementos finitos.

Observou-se que estes parâmetros influenciaram a penetração e distância entre os pés dos dois cordões e na formação de poros no interior da zona fundida. Conseguiu-se ainda evitar a fissuração a quente. Nos ensaios de arrancamento e tração do *skin*, a penetração e a distância entre os pés dos cordões não tiveram grande influência na resistência mecânica. Nos ensaios de fadiga estudou-se a influência da amplitude de tensão nominal na vida total dos provetes tendo-se por fim comparado as curvas S-N das várias séries entre si. Utilizando a análise de elementos finitos construíram-se as curvas S-N para as tensões locais das várias séries de soldadura tendo-se comparado as várias curvas entre si e com as curvas S-N para a tensão nominal, concluindo-se por fim que o parâmetro com maior influência no comportamento à fadiga foi a presença de defeitos.

**Palavras-chave:** Soldadura Laser, Juntas T Dissimilares, AA2024-T4, AA7075-T6, Defeitos de Soldadura, Comportamento à Fadiga



## Abstract

This research was made to evaluate the influence of welding parameters on the morphology and fatigue behaviour of laser welded dissimilar aluminium alloys T joints for aeronautical industry application.

T joints of 2mm thick sheets were produced with AA2024-T4 as *skin*, AA7075-T6 as *stringer* and AA4047 as filler metal. The variation of welding parameters such as the spot diameter, the angle and position of incidence of the laser beam and the welding speed was made. The influence of the various welding parameters on the weld bead geometry on its microstructure and mechanical strength using optical and electronic microscopy (SEM), micro hardness measurement, radiography, tensile and fatigue tests and, finally, the analysis of finite elements was studied.

It was observed that these parameters influenced the penetration and distance between the two weld bead toes and the formation of pores within the molten zone. It was still possible to avoid hot cracking. In the T-pull and *skin* traction tests, the penetration and distance between the welding bead toes did not have great influence on mechanical resistance. In the fatigue tests the influence of the nominal stress amplitude on the total life of the test specimens was studied, comparing the S-N curves of the various welding series with each other. Using the finite element analysis, the S-N curves for the local stress of the various welding series were constructed by comparing the various curves with each other and with the S-N curves for the nominal stress, finally concluding that the parameter with greater influence on fatigue behaviour was the presence of defects.

**Keywords** Laser Beam Welding, Double sided T joint of dissimilar aluminium alloys, AA2024-T4, AA7075-T6, AA4047, Fatigue behaviour



---

## Índice

Índice de Figuras .....	xi
Índice de Tabelas .....	xv
Siglas .....	xvii
1. Introdução .....	1
2. Revisão bibliográfica .....	3
2.1. Juntas T .....	3
2.2. Ligas de Alumínio.....	3
2.3. Soldadura Laser de Ligas de Alumínio.....	5
2.3.1. Modos de Soldadura Laser .....	5
2.3.2. Fatores que Afetam o Processo da Soldadura .....	7
2.3.3. Metalurgia da Soldadura Laser em Ligas de Alumínio .....	9
2.3.4. Defeitos.....	10
2.4. Ensaio Estáticos.....	12
2.5. Fadiga.....	12
2.5.1. Superfícies de Fratura.....	13
3. Materiais e Procedimentos.....	15
3.1. Soldaduras.....	15
3.1.1. Ligas Usadas.....	15
3.1.2. Processo da Soldadura .....	16
3.1.3. Parâmetros Variados na Soldadura.....	17
3.2. Análise das soldaduras .....	19
3.2.1. Microestrutura .....	19
3.2.2. Microdureza.....	19
3.3. Ensaio Mecânicos.....	20
3.3.1. Aramis .....	22
3.3.2. Ensaio de arrancamento.....	22
3.3.3. Ensaio de tração.....	23
3.3.4. Ensaio de Fadiga .....	24
3.4. Elementos finitos .....	24
3.4.1. Levantamento dos raios de concordância.....	24
3.4.2. Modelo.....	25
3.4.3. Fatores Analisados.....	26
3.4.4. Condições de Fronteira.....	26
3.4.5. Malha .....	26
3.4.6. Simplificação do Modelo.....	27
4. Resultados e discussão.....	29
4.1. Morfologia e Microestrutura das Soldaduras.....	29
4.1.1. Morfologia .....	29
4.1.2. Estruturas da Soldadura Laser .....	32

4.2. Radiografias.....	35
4.3. Microdureza.....	37
4.4. Ensaio Mecânico .....	39
4.4.1. Ensaio de Arrancamento.....	39
4.4.2. Ensaio de Tração.....	43
4.4.3. Ensaio de Fadiga.....	47
5. Conclusão.....	59
5.1. Sugestões para Investigação Futura.....	61
6. Referências.....	63
Apendice A.....	67

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 - Estrutura da asa de um avião e esquema da junta T aplicada neste caso.....	3
Figura 2.2 - Esquema exemplificativo dos modos de soldadura: (a) por condução térmica; (b) por penetração (Xiao and Zhang 2014) .....	6
Figura 2.3 - Variação da refletividade de vários materiais com o comprimento de onda (Steen and Mazumder 1998) .....	7
Figura 2.4 - Diagrama exemplificativo do mecanismo de formação de poros por colapso do keyhole (Pastor, Zhao, and Debroy 2001).....	11
Figura 2.5 - Exemplo de curva S-N de resistência à fadiga, demonstrando o efeito da presença de concentração de tensões na mesma (Branco et al. 2012).....	13
Figura 2.6 - Representação esquemática de uma superfície de fratura por fadiga (Branco et al. 2012).....	14
Figura 3.1 - Adição de material e de gás de proteção relativamente ao cordão de soldadura .....	17
Figura 3.2 - Representação dos parâmetros $\alpha$ , $\beta$ , $\theta$ e $d$ em relação ao skin .....	18
Figura 3.3 - Dimensões da geometria geral das soldaduras .....	19
Figura 3.4 - Representação das zonas da amostra onde foi estudada a microdureza .....	20
Figura 3.5 - Geometria do provete para o ensaio de arrancamento (dimensões em mm) ...	21
Figura 3.6 - Geometria do provete para ensaio de tração (dimensões em mm) .....	21
Figura 3.7 - Geometria do provete para ensaio de fadiga (dimensões em mm) .....	21
Figura 3.8 - Exemplo da pintura na lateral do provete .....	22
Figura 3.9 - Montagem do ensaio de arrancamento .....	23
Figura 3.10 - Montagem do ensaio de tração .....	23
Figura 3.11 - a) Levantamento das coordenadas de 3 pontos da curva; b) Cálculo o raio de concordância da soldadura. ....	25
Figura 3.12 - Imagem exemplificativa da distribuição de tensões no provete, obtida por simulação numérica .....	26
Figura 3.13 - Pormenor do refinamento da malha no modelo de elementos finitos junto à zona da soldadura do provete .....	27
Figura 3.14 - Esquema do modelo de quatro peças (a) e do modelo de peça inteira (b)....	28
Figura 4.1. Macrografias das amostras dos cordões de soldadura.....	29
Figura 4.2 - Distância entre os pés dos cordões medidos em cada amostra .....	30

---

Figura 4.3 - Variação da distância entre pés de soldadura, considerando: (a) o ângulo de incidência, (b) a velocidade de soldadura .....	31
Figura 4.4 – Penetração da soldadura no skin medido nas várias amostras.....	31
Figura 4.5 - Variação da penetração da soldadura no Skin, tendo em conta: (a) a densidade de potência do feixe, (b) o ângulo de incidência.....	32
Figura 4.6 - Estrutura da zona fundida de uma soldadura (Amostra 79) .....	33
Figura 4.7 - Exemplos de defeitos encontrados nas amostras analisadas .....	34
Figura 4.8 - Pormenor da zona parcialmente fundida junto ao skin (amostra 75) .....	34
Figura 4.9 - Pormenor da zona parcialmente fundida junto ao stringer (amostra 79).....	35
Figura 4.10 - Radiografias de provetes de várias séries .....	36
Figura 4.11 - Densidade de poros nas várias séries.....	36
Figura 4.12 - Influência de vários parâmetros de soldadura na densidade de poros na soldadura: (a) velocidade de soldadura, (b) posição do feixe .....	37
Figura 4.13 - Perfil de microdurezas ao longo do Skin (amostra 75): I-ZF, II-ZTA, III-MB .....	38
Figura 4.14 - Perfil de microdurezas ao longo do stringer (amostra 49): I- ZTA skin, II- ZF, III- ZTA stringer, IV- MB stringer .....	39
Figura 4.15 - Cargas de rotura nos ensaios de arrancamento das várias séries.....	40
Figura 4.16 - Vista transversal da ruína dos provetes de arrancamento.....	40
Figura 4.17 - Falta de penetração observada no ensaio de arrancamento em provetes da série 19 .....	41
Figura 4.18 - Influência da distância entre os pés dos cordões (a) e penetração da soldadura no skin (b) na carga de rotura nos ensaios de arrancamento.....	41
Figura 4.19 - Campos de deformações no instante antes da fratura (série de soldaduras 13) .....	42
Figura 4.20 - Vista de topo das superfícies de fratura nos ensaios de arrancamento: (a) primeiro modo de falha; (b) segundo modo de falha .....	42
Figura 4.21 - Micrografia da superfície de fratura do primeiro modo de falha em arrancamento .....	43
Figura 4.22 - Tensões de rotura obtidas nos ensaios de tração .....	44
Figura 4.23 - Comparação do gráfico tensão-deformação do material base com as curvas obtidas no ensaio de tração das várias séries .....	44
Figura 4.24 - Modo de ruína dos provetes nos ensaios de tração.....	45
Figura 4.25 - Variação da tensão de rotura com a penetração da soldadura no skin .....	46
Figura 4.26 - Campo de deformações no provete de tração no instante antes da rotura .....	46
Figura 4.27 – Fratura observada nos provetes usados nos ensaios de fadiga.....	47

---

---

Figura 4.28 - Resultados dos ensaios de fadiga da série de soldaduras 13.....	48
Figura 4.29 - Resultados dos ensaios de fadiga da série de soldaduras 19.....	48
Figura 4.30 - Resultados dos ensaios de fadiga da série de soldaduras 49.....	49
Figura 4.31 - Resultados dos ensaios de fadiga da série de soldaduras 52.....	50
Figura 4.32 - Comparação das curvas S-N de tensão nominal das várias séries.....	51
Figura 4.33 - Variação do valor do $K_t$ com (a) módulo de elasticidade do material de adição, (b) tensão aplicada, (c) distância entre os pés dos cordões, (d) raio de concordância.....	52
Figura 4.34 - Comparação das curvas S-N da série 13 com base nas tensões nominal e efetiva .....	53
Figura 4.35 - Comparação das curvas S-N de tensão efetiva das várias séries .....	54
Figura 4.36 – Representação macroscópica da superfície de fratura dos provetes nos ensaios de fadiga (Série 13).....	56
Figura 4.37 - Micrografia das superfícies de fadiga (a) Estrias de fadiga para uma menor velocidade de propagação da fenda e (b) para uma maior velocidade de propagação (b) (séries 49 e 19, respetivamente) .....	57
Figura 4.38 - Micrografia da zona de fratura dúctil no fim da propagação da fenda .....	57
Figura 4.39 – (a) Representação da microestrutura da superfície de fratura onde se observa a presença de precipitados, (b) Composição química dos precipitados .....	58



## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Identificação geral das séries de ligas de alumínio (Branco et al. 2012).....	4
Tabela 2.2. Classificação do tratamento das ligas de alumínio .....	5
Tabela 3.1 - composição química [%W] da liga AA 2024 (ASM 2017a).....	15
Tabela 3.2 - Composição química [%W] da liga AA7075 (ASM 2017b) .....	15
Tabela 3.3 - composição química [%W] da liga AA4047 .....	16
Tabela 3.4 - Soldaduras escolhidas para análise e respectivos parâmetros.....	18
Tabela 4.1 - Comparação das tensões nominais e efetivas de rotura para as várias séries a 5000 e 100000 ciclos de vida total .....	55



## **SIGLAS**

MB – Material base

ZF – Zona fundida

ZPF – Zona Parcialmente Fundida

ZTA – Zona Termicamente Afetada

SEM – Scaning Electron Microscope (microscópio eletrônico de varrimento)



## 1. INTRODUÇÃO

Devido ao seu elevado rácio de resistência/peso, as ligas de alumínio são bastante utilizadas no fabrico de componentes para aplicação na indústria aeronáutica, onde o peso é um dos fatores mais importantes. Aeronaves mais leves permitem o uso de motores menos potentes e, portanto, menores consumos de combustível. A rebitagem é usada geralmente na produção de vários componentes, mas ao longo dos anos tem havido uma tendência para substituir este processo de fabrico pela soldadura, facilitando a automatização do mesmo e baixando os tempos de produção. A soldadura laser é uma boa opção já que permite a fácil automação aliando altas velocidades de soldadura e baixa quantidade de energia adicionada (comparada com outros tipos de soldadura), permitindo soldaduras em chapas finas sem grandes deformações. Segundo Rötzer (2005), a soldadura laser permite uma velocidade de processo 15 a 30 vezes superior à rebitagem e uma redução de peso nas estruturas de até 15%.

Neste trabalho foram usadas as ligas de alumínio AA2024 e AA7075 para produzir juntas T usando a tecnologia da soldadura laser. Duas das maiores motivações para o uso destas ligas nesta dissertação de tese foi a alta resistência mecânica a estas associada e a escassez de trabalhos publicados acerca da soldadura laser em ligas de alumínio das famílias 2000 e 7000.

Foi estudada a morfologia das soldaduras recorrendo à microscopia ótica, bem como a influência de cada um dos parâmetros de soldadura na mesma. Esta análise foi complementada usando a medição de microdurezas ao longo da soldadura e, em cada uma das séries de soldadura, foram feitas radiografias de modo a observar a incidência de defeitos ao longo dos cordões de soldadura.

De seguida recorreram-se aos ensaios estáticos de arrancamento e de tração do *skin* para comparar a resistência mecânica de cada uma das séries. A influência da distância entre os pés dos cordões e da penetração da soldadura nas tensões envolvidas em cada um dos ensaios foi estudada e o extensómetro ótico *Aramis* foi usado de modo a melhor compreender o mecanismo de fratura em cada um dos ensaios.

Fizeram-se também ensaios de fadiga para cada uma das séries e construíram-se as curvas S-N com base na amplitude de tensões nominais e no número de ciclos até à rotura de cada um dos provetes, de modo a comparar as curvas de cada uma das séries de soldaduras.

Por fim fez-se um estudo ao fator de concentração de tensões de modo a aplica-lo a cada um dos provetes dos ensaios de fadiga, construindo as curvas S-N de tensões locais de cada uma das séries. Deste modo foi possível comparar estas curvas com as curvas S-N de tensões nominais de modo a complementar a análise ao comportamento à fadiga de cada uma das séries de soldadura.

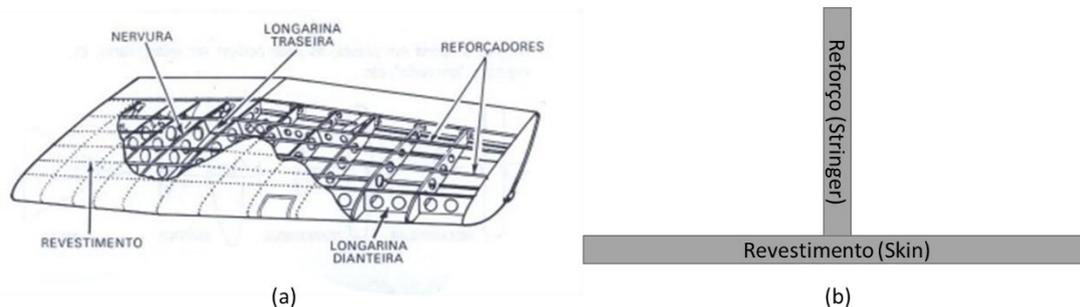
Foi ainda feita a análise das superfícies de fratura dos provetes dos ensaios de arrancamento e de fadiga usando a microscopia eletrónica de modo a analisar o modo de ruína dos mesmos.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Juntas T

Na indústria aeronáutica muitos dos componentes (fuselagem, asas, ...) são fabricados utilizando uma chapa de revestimento à qual se junta uma outra chapa com a finalidade de dar rigidez a este mesmo componente, dando-lhe resistência sem comprometer significativamente o seu peso. A junção dessas duas chapas pode ser feita recorrendo a uma junta T, seja por meio de rebiteagem ou soldadura. Na Figura 2.1 (a) está representada a asa de um avião na qual se observam o seu revestimento e o seu reforço.

Às chapas de revestimento e reforço dá-se geralmente a designação de *skin* e *stringer*, respetivamente, como se pode observar na Figura 2.1 (b).



**Figura 2.1** - Estrutura da asa de um avião e esquema da junta T aplicada neste caso

### 2.2. Ligas de Alumínio

A principal vantagem das ligas de alumínio é o elevado rácio resistência/ peso e, em algumas situações, uma elevada resistência à corrosão. As ligas de alumínio dividem-se em dois grupos: as de trabalho mecânico e as de fundição. Estas ligas estão sujeitas ao sistema de designação da *Aluminium Association* (EUA) (Branco et al., 2012).

As ligas de trabalho mecânico e de fundição designam-se por quatro dígitos, com o primeiro dígito a indicar o principal elemento de liga (Ex. AA2024), como se pode ver na Tabela 2.1.

**Tabela 2.1.** Identificação geral das séries de ligas de alumínio (Branco et al. 2012)

<b>Designação da série</b>	<b>Elemento principal (Liga de trabalho mecânico)</b>	<b>Elemento principal (Liga de fundição)</b>
1xxx	Al (pureza mínima de 99%)	Al (pureza mínima de 99%)
2xxx	Cu	Cu
3xxx	Mn	Si + Cu ou Mg
4xxx	Si	Si
5xxx	Mg	Mg
6xxx	Mg e Si	Não usada
7xxx	Zn	Zn
8xxx	Outros elementos	Li
9xxx	Ainda não conhecida	Outros elementos

As ligas de trabalho mecânico dividem-se ainda em ligas tratáveis termicamente ou não suscetíveis a tratamento térmico.

A resistência das ligas não suscetíveis a tratamento térmico depende do efeito de endurecimento devido à solução sólida de determinados elementos de liga, bem como do encruamento por deformação decorrente da laminação. As ligas da série 1000, 3000, 4000 e 5000 são classificadas como não suscetíveis a tratamento térmico (Mandal 2002).

As ligas tratáveis termicamente têm sua resistência melhorada por meio do endurecimento gerado pelos tratamentos de solubilização e têmpera seguidos pelo de envelhecimento, ou seja, endurecimento por precipitação. As ligas da série 2000, 6000, 7000 e 8000 são classificadas como tratáveis termicamente (Mandal 2002).

Na designação das ligas de alumínio pode ainda constar o tipo de tratamento aplicado, usando o código alfanumérico (Ex. AA2024 T4) presente na Tabela 2.2.

Tabela 2.2. Classificação do tratamento das ligas de alumínio

Código alfanumérico		Tratamento
Letra	Número	
<b>H</b>	1	Encruamento
	2	Encruamento e recozimento parcial
	3	Encruamento e estabilização
<b>O</b>	-	Recozido e recristalizado
<b>F</b>	-	Como fabricado
<b>T</b>	1	Solubilização parcial e envelhecimento natural
	2	Arrefecimento e recozimento
	3	Solubilização e trabalho a frio
	4	Solubilização e envelhecimento natural
	5	Envelhecimento artificial
	6	Solubilização e envelhecimento artificial
	7	Solubilização e estabilização
	8	Solubilização, encruamento e envelhecimento artificial
	9	Solubilização, envelhecimento artificial e encruamento
	10	Arrefecimento, encruamento e envelhecimento artificial

### 2.3. Soldadura Laser de Ligas de Alumínio

Segundo Cao (2003a) das diversas tecnologias de soldadura, a soldadura a laser é das mais promissoras devido à alta produtividade, elevada qualidade, baixa distorção, flexibilidade de manufatura e fácil automação.

Katayama (2010) acrescenta que, na soldadura a laser, propriedades como a refletividade, difusividade térmica e teor de elementos voláteis afetam de forma significativa a geometria e a penetração do cordão de soldadura.

#### 2.3.1. Modos de Soldadura Laser

Dependendo da densidade de potência do laser, o processo de soldadura pode ser classificado como soldadura por condução térmica ou por penetração.

### 2.3.1.1. Soldadura por Condução Térmica

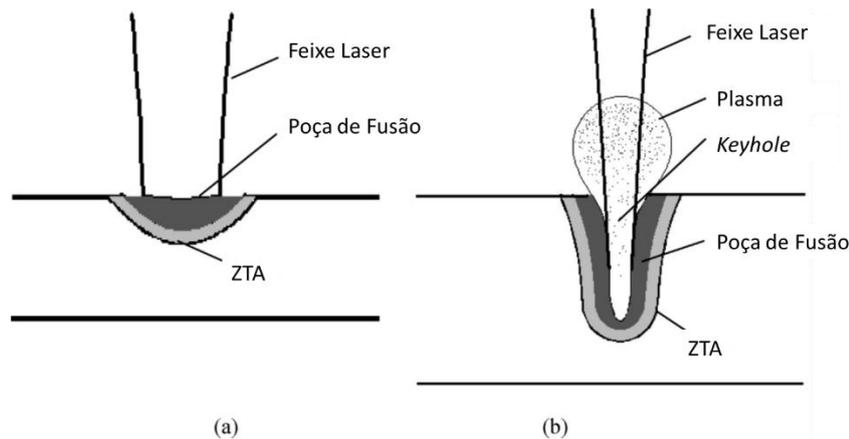
O processo de soldadura a laser por condução térmica dá-se para densidades de potência entre  $10^4$  e  $10^6$  W/cm<sup>2</sup>. Neste processo, a absorção da energia do feixe dá-se apenas à superfície sob a forma de calor, o qual é transferido por condução para o interior do material, formando a poça fundida.

A poça fundida é pouco profunda, como se observa na Figura 2.2(a) mas muito estável pelo que as soldaduras usando este processo terão poucos defeitos. Assim a soldadura por condução térmica é mais apropriada para componentes com paredes finas. A eficiência deste processo de soldadura é, no entanto, muito baixo devido à alta refletividade dos metais, que faz com que grande parte da energia seja refletida (Xiao and Zhang 2014).

### 2.3.1.2. Soldadura por Penetração

Para densidades de potência superiores a  $10^6$  W/cm<sup>2</sup>, dá-se uma vaporização violenta do material e forma-se uma cavidade (*keyhole*), formada pela força de recuo que os gases exercem sobre o material fundido.

Ao contrário do que acontece na soldadura por condução, forma-se uma cavidade estreita e profunda, como se pode observar na Figura 2.2(b). A energia do laser é quase totalmente absorvida no interior do *keyhole*, pelo que a soldadura por penetração tem uma eficiência superior à anterior (Xiao and Zhang 2014).



**Figura 2.2** - Esquema exemplificativo dos modos de soldadura: (a) por condução térmica; (b) por penetração (Xiao and Zhang 2014)

## 2.3.2. Fatores que Afetam o Processo da Soldadura

### 2.3.2.1. Potência do Laser

A elevada refletividade e condutividade térmica das ligas de alumínio fazem com que seja necessária uma maior densidade de potência para formação de keyhole (soldadura por penetração). Sendo assim a penetração aumenta com a potência do laser (Katayama, Kawahito, and Mizutani 2010).

Paleocrassas & Tu (2007), constataram, no entanto, que a relação entre a potência do laser e a penetração da soldadura não é linear.

### 2.3.2.2. Comprimento de Onda

Uma menor refletividade resulta numa maior absorção de energia por parte do material. Na Figura 2.3 observa-se que no alumínio este valor é minimizado para valores de comprimento de onda próximos de  $1\mu\text{m}$ , minimizando as perdas de energia e aumentando a penetração da soldadura.

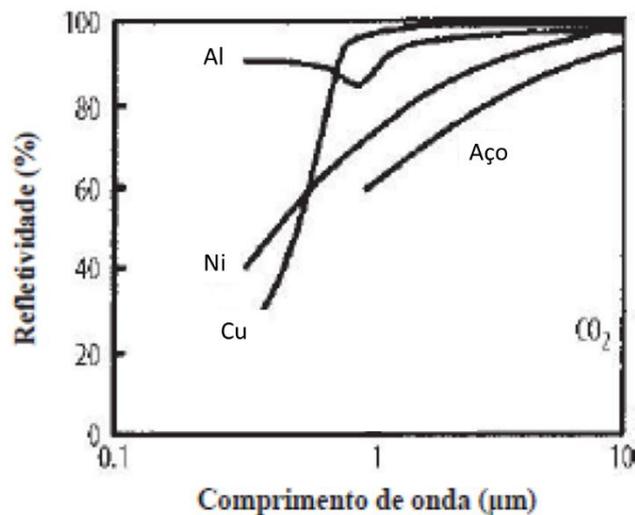


Figura 2.3 - Variação da refletividade de vários materiais com o comprimento de onda (Steen and Mazumder 1998)

### 2.3.2.3. Velocidade da Soldadura

Na indústria procura-se que a velocidade de soldadura seja a maior possível, de modo a rentabilizar a produção, no entanto os valores de velocidade são limitados pela qualidade do cordão de soldadura. Segundo Ogle et al. (1999), grandes velocidades reduzem a evaporação de elementos de liga e reduzem o tamanho da microestrutura da soldadura,

umentando o valor da resistência à tração. Baixas velocidades levam à fusão excessiva e perda de material (Mazumder 1982).

#### **2.3.2.4. Posição e Ângulo de Incidência do Laser**

Segundo Enz et al. (2015), o ângulo ótimo de incidência do feixe é aquele para o qual a penetração da soldadura no *skin* é minimizada, de modo a reduzir a porosidade e a perda de propriedades mecânicas do material e a melhorar a geometria do cordão, sem comprometer a boa junção do *skin* ao *stringer*. O ajustamento da distância do ponto de incidência do laser ao *skin* deverá ser também tomado em conta de modo a reduzir a penetração.

#### **2.3.2.5. Gás de Proteção**

Mesmo podendo ser usada a soldadura laser em ligas de alumínio sem o uso de gases de proteção, estes são normalmente usados para proteger a soldadura da oxidação, para controlar a convecção na poça fundida e para controlar a pluma de plasma. Tanto o hélio como o argônio são gases bastante utilizados no processo de soldadura por laser em ligas de alumínio, mas as suas diferentes propriedades físicas podem influenciar a qualidade do cordão de soldadura. Segundo Xiao & Zhang (2014), o uso de gás de proteção é uma medida conveniente e eficaz para suprimir o plasma induzido pelo feixe laser, sendo o hélio normalmente usado devido à sua boa condutibilidade térmica e alta energia de ionização, acrescentando que uma mistura deste gás com argônio favorece a estabilidade do processo de soldadura. Devido à baixa densidade do hélio, que o leva a abandonar quase de imediato a zona da soldadura, e ao maior custo em comparação ao argônio, a utilização deste último apenas é geralmente uma boa opção.

#### **2.3.2.6. Metal de Adição**

Juntas soldadas com material de adição permitem uma transição geométrica (devido à adição de material) mais suave, reduzindo a sensibilidade à falha por fadiga (Cao et al. 2003a). Os metais de adição ricos em magnésio (como a AA5556) ou silício (como a AA4043 ou AA4047) são usados de modo a criar composições com menos sensibilidade ao aparecimento de fissuras (Leigh & Ferguson, 2002), já que, segundo Xiao & Zhang (2014), estas ligas, sendo eutécticas, evitam a ocorrência de fissuração durante a última fase da solidificação da poça de soldadura.

### **2.3.3. Metalurgia da Soldadura Laser em Ligas de Alumínio**

Sendo um processo de soldadura por fusão, a soldadura a laser produz três zonas distintas: a zona fundida (ZF), a zona parcialmente fundida (ZPF) e a zona termicamente afetada (ZTA) (Cao et al. 2003b).

#### **2.3.3.1. Zona Fundida**

Na ZF o material funde completamente durante o processo de soldadura, ultrapassando nesta zona a temperatura de *liquidus* da liga. Nesta zona poderão ocorrer defeitos como fendas de solidificação, porosidade e perda de elementos de liga (Cao et al. 2003b). Cao (2003b) refere ainda que nesta zona a estrutura dos grãos consiste primariamente em dendrites colunares finas junto à linha de fusão e alguns grãos equiaxiais no centro da soldadura, tendo estes últimos uma melhor resistência à formação e propagação de fendas.

#### **2.3.3.2. Zona Parcialmente Fundida**

Na ZPF as temperaturas máximas variam entre a temperatura eutética e a temperatura *liquidus* da liga. Assim o baixo ponto de fusão das fases eutéticas, normalmente encontradas nas fronteiras de grão recristalizadas, faz com que o material volte a fundir durante a soldadura e, a fissuração por liquidação, poderá ocorrer ao longo destas fronteiras de grão enfraquecidas. A ZPA em ligas de alumínio soldadas por laser é muito estreita, não passando de um ou dois grãos de espessura (Cao et al. 2003b).

#### **2.3.3.3. Zona Termicamente Afetada**

Segundo Cao et al. (2003b) a ZTA atinge temperaturas máximas abaixo da temperatura eutética da liga, logo não existe fusão do metal durante o processo de soldadura. Apesar desta zona ser estreita poderão ocorrer reações no estado sólido como crescimento de grão e engrossamento dos precipitados. É referido ainda que devido ao calor que advém do processo de soldadura, nas ligas tratáveis termicamente, o tratamento térmico é destruído, nomeadamente nas ligas endurecidas por precipitação, em que as fases endurecedoras se dissolvem, formando outras fases. Nas ligas não tratáveis termicamente a diminuição da dureza deve-se ao recozimento localizado, crescimento de grãos ou perda da estrutura endurecida por deformação.

### **2.3.4. Defeitos**

Do processo de soldadura podem resultar defeitos que, dependendo da sua localização, podem ser classificados como internos ou externos. Segundo Yang et al. (2010), os principais defeitos externos em soldaduras laser são a penetração excessiva, rebaixamento, superfície com padrão “escama de peixe” ou poros de superfície. Os defeitos internos são a presença de poros, fissuras ou a perda de elementos.

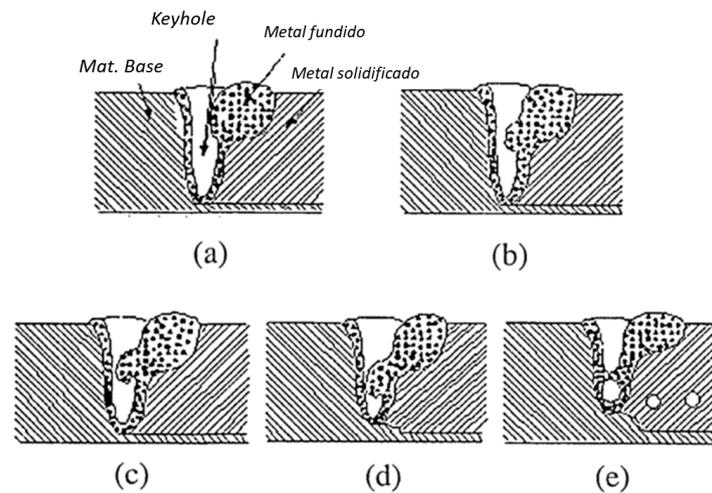
#### **2.3.4.1. Poros**

##### **2.3.4.1.1. Porosidade por Hidrogénio**

O hidrogénio é o único gás apreciavelmente solúvel no alumínio e suas ligas, sendo toda a porosidade criada por gases atribuída ao hidrogénio. A solubilidade do hidrogénio no alumínio fundido é cerca de 20 vezes superior que a do alumínio sólido à temperatura de fusão. Durante o arrefecimento e solidificação do Al, o excesso de hidrogénio é rejeitado na interface sólido/líquido resultando na formação de bolhas que, caso não consigam escapar da poça fundida irão formar cavidades no metal solidificado. O hidrogénio é originado principalmente devido à reação entre o alumínio fundido e o vapor de água ambiente, podendo ainda ter origem no próprio material base, gorduras, óleo, poeiras, tinta ou outros contaminantes. (Cao et al. 2003b). É por isso importante a preparação da superfície e o controlo da humidade ambiente durante o processo de soldadura.

##### **2.3.4.1.2. Porosidade Devido ao Colapso do Keyhole**

Pastor et al. (2001), observaram que a instabilidade do *keyhole* durante o processo de soldadura é uma fonte de formação de poros, instabilidade esta influenciada em grande parte pelo foco do feixe laser. Acrescentam ainda que quando os parâmetros de soldadura estão próximos dos de transição entre os modos de soldadura por condução térmica e de soldadura por penetração o *keyhole* se mostra mais instável. Na Figura 2.4 está representado este mecanismo de formação de poros, onde se observa que, quando há uma instabilidade do *keyhole*, o material ainda fundido colapsa sobre este e solidifica, aprisionando os gases presentes na cavidade do *keyhole*, formando poros de grandes dimensões. Assim, um dos mecanismos para evitar a instabilidade será o aumento da densidade de potencia do feixe laser, de modo a afastar os parâmetros de soldadura dos do modo de soldadura por condução.



**Figura 2.4** - Diagrama exemplificativo do mecanismo de formação de poros por colapso do *keyhole* (Pastor, Zhao, and Debroy 2001)

#### 2.3.4.2. Fissuração

As ligas de alumínio têm grande propensão à fissuração devido ao seu grande intervalo de temperatura de solidificação e alto coeficiente de expansão térmica. Os dois tipos principais de fissuras são as de liquidação na ZTA e de solidificação na ZF (Cao et al. 2003b).

##### 2.3.4.2.1. Fissuração por Liquidação

A fissuração por liquidação dá-se geralmente em ligas termicamente tratáveis, resultando da grande quantidade de elementos de liga que formam fases eutéticas com baixos pontos de fusão. Esta pode ser minimizada aplicando menores quantidades energia e mantendo a junta num estado compressivo durante o processo de soldadura. Este tipo de fissuração não é, no entanto, o mais preocupante no caso da soldadura laser de ligas de alumínio devido à baixa taxa de energia fornecida ao processo (Cao et al. 2003b).

##### 2.3.4.2.2. Fissuração por Solidificação

Wang et al. (2015), observou que havia a formação de fissuras pela fratura dos filmes líquidos existentes entre as dendrites na zona fundida junto à linha de fusão, formadas pela rápida solidificação do material fundido. Assim o início da fissuração dá-se junto à linha de fusão, crescendo primeiro entre os grãos colunares junto a esta zona e mais tarde nos grãos equiaxiais presentes na parte mais interior da ZF. Uma das soluções para evitar a fissuração por solidificação é o uso de metais de adição com alto teor em Si.

## 2.4. Ensaios Estáticos

As propriedades mecânicas estáticas são governadas pela ZPF e pelo perfil alcançado pelo cordão. (Prisco et al., 2008).

A fratura do teste de tração do *skin*, segundo o que foi observado por Squillace, A. e Prisco (2009), inicia-se na zona do pé do cordão de soldadura, junto à linha de fusão na ZTA do *skin* na ZPF, e segue essa linha até à zona de maior penetração, propagando-se de seguida para a ZTA, rompendo segundo um plano que descreve 45° com a direção da aplicação da carga.

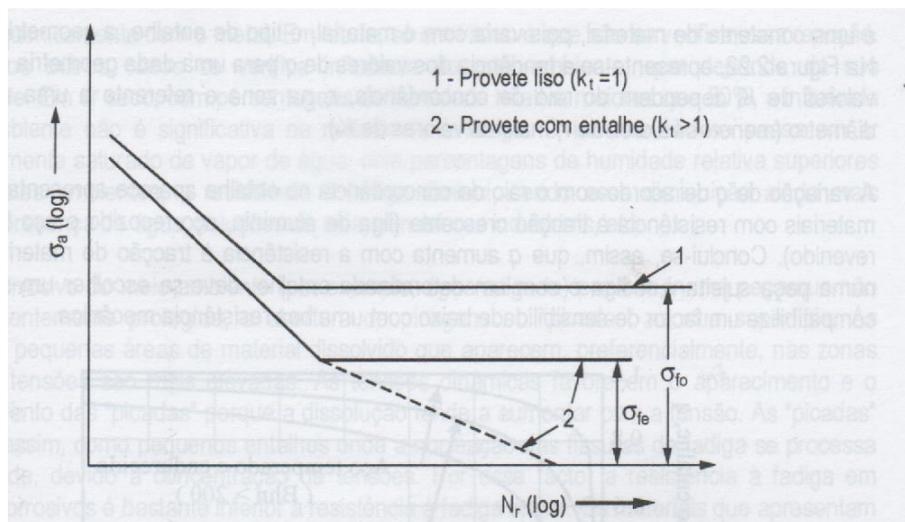
Segundo Z. B. Yang et al. (2012), no caso do ensaio de arrancamento a fratura ocorre ao longo da linha de fusão entre a ZF e a ZTA que apresentar menor dureza (seja do *skin* ou do *stringer*), apresentando um mecanismo de falha frágil.

## 2.5. Fadiga

A falha por fadiga dá-se quando uma estrutura sujeita a solicitações dinâmicas, mesmo com tensões inferiores à de rotura do material, é levada à ruína por acumulação de dano.

A ruína por fadiga é provocada pela nucleação e propagação, mais ou menos lenta, de fissuras que aparecem na peça submetida a tensões dinâmicas. As fases de nucleação da fissura e crescimento microscópico da fissura constituem o período de iniciação da fissura. A propagação macroscópica da fissura constitui o período de propagação (Branco et al. 2012). Por fim dá-se a rotura final da peça.

A resistência à fadiga é normalmente obtida através de testes de amplitude constante ou variável, onde os resultados são expressos através da relação entre a tensão (nominal ou equivalente) e o número de ciclos até à rotura (curvas S-N). Na Figura 2.5 estão representadas duas curvas S-N, na qual estão representados os dados da resistência à fadiga de provetes lisos e provetes entalhados. Em cada curva é possível encontrar duas zonas distintas: na primeira zona observa-se que com a diminuição da tensão o número de ciclos tende a aumentar; quando chega a uma certa tensão, que se denomina de tensão limite de fadiga, a reta fica horizontal e, com tensões abaixo dessa reta, tem-se vida infinita, isto é, o número de ciclos até à rotura tende para infinito.



**Figura 2.5** - Exemplo de curva S-N de resistência à fadiga, demonstrando o efeito da presença de concentração de tensões na mesma (Branco et al. 2012)

Geralmente as concentrações de tensões geradas por discontinuidades geométricas reduzem a resistência à fadiga das estruturas, como se observa na Figura 2.5. Para quantificar o aumento de tensão nessas zonas relativamente àquela que se faria sentir caso não existisse essa descontinuidade geométrica, usam-se os fatores de concentração de tensões  $K_t$  e  $K_f$  que são usados, respetivamente, para solicitações estáticas e solicitações dinâmicas (caso da fadiga).

Os valores de  $K_t$  e  $K_f$  foram relacionados por Peterson (1974) usando a Equação (2.1), onde  $q$  é o índice de sensibilidade que varia entre 0 (insensibilidade) e 1 (sensibilidade máxima).

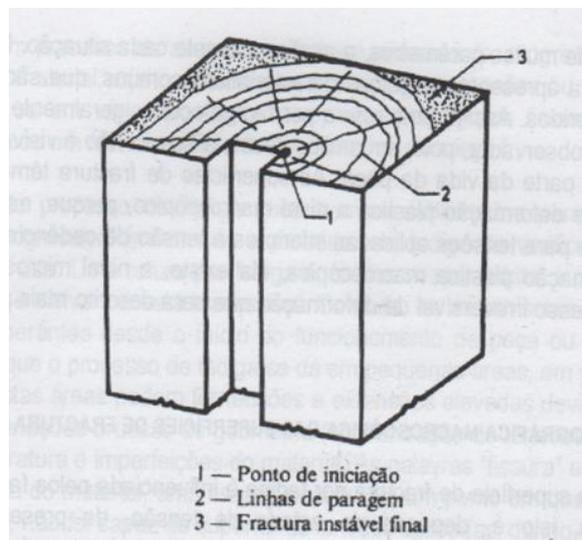
$$K_f = 1 + q(K_t - 1) \quad (2.1)$$

Juntas soldadas são locais propícios à iniciação de fendas já que nestes locais, para além de haver concentração de tensões devido às descontinuidades geométricas, há um aparecimento de defeitos que resultam do processo de soldadura.

### 2.5.1. Superfícies de Fratura

A fratura por fadiga propaga-se macroscopicamente numa direção normal à direção de aplicação da carga. Geralmente, tem um aspeto liso, não apresentando sinais de deformação plástica. Uma fissura de fadiga inicia-se, como foi referido, em pontos de concentração de tensões (Branco et al. 2012).

Em geral, a propagação da fissura não se dá uniformemente, processando-se antes de modo intermitente, com zonas de crescimento rápido e de crescimento lento. Este modo de propagação descontínuo origina o aparecimento, na superfície de fratura, de marcas designadas por “*linhas de paragem*” ou “*linhas frontais*”, que se formam quando se verificam variações da velocidade de propagação. Estas marcas têm, normalmente a forma de meia-lua, como é ilustrado na Figura 2.6. Quando uma fissura de fadiga atinge dimensões críticas para a tenacidade do material e a tensão aplicada, é originado o colapso do componente por fratura dúctil ou frágil. A fase final de rotura apresenta-se com um aspeto mais rugoso e irregular, o que a distingue da zona de fissuração por fadiga. (Branco et al. 2012).



**Figura 2.6** - Representação esquemática de uma superfície de fratura por fadiga (Branco et al. 2012)

### 3. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS

#### 3.1. Soldaduras

Foram feitas soldaduras em T de materiais diferentes para *skin* e *stringer*, que representam, respetivamente, a cobertura e o reforço estrutural dos componentes nos quais se pretende usar. Uma terceira liga é utilizada como material de adição na soldadura.

##### 3.1.1. Ligas Usadas

###### 3.1.1.1. Skin

Para o *skin* foi utilizada a liga AA 2024, com tratamento T4 (Solubilização e envelhecimento natural). O seu modo de elasticidade é  $E=73,1$  GPa. Na Tabela 3.1 está presente a composição química desta liga.

**Tabela 3.1** - composição química [%W] da liga AA 2024 (ASM 2017a)

Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Cr	Outros
3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	0,5	Max 0,5	Max 0,25	Max 0,5	Max 0,1	Max 0,15

###### 3.1.1.2. Stringer

Para o *stringer* foi usada a liga AA 7075, com tratamento T6 (Solubilização e envelhecimento artificial). O seu modo de elasticidade é  $E=71,7$  GPa. A sua composição química está presente na Tabela 3.2.

**Tabela 3.2** - Composição química [%W] da liga AA7075 (ASM 2017b)

Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Outros
5,1-6,1	2,1-2,9	1,2-2	Max 0,5	Max 0,4	Max 0,3	0,18- 0,28	Max 0,2	Max 0,15

###### 3.1.1.3. Material de Adição

Para material de adição foi escolhida a liga AA 4047 que, tendo na sua composição cerca de 12% de silício, que corresponde à percentagem eutética, ajuda na

prevenção da fissuração a quente. Na Tabela 3.3 observa-se a composição química desta liga. Não foi possível obter o modo de elasticidade deste material.

**Tabela 3.3** - composição química [%W] da liga AA4047

Si	Fe	Cu	Zn	Mn	Mg	Outros
11,0-13,0	Max 0,8	Max 0,3	Max 0,2	Max 0,15	Max 0,10	Max 0,15

### 3.1.2. Processo da Soldadura

Foi usado um laser de fibra com potência máxima de 12 kW, cujo feixe tinha um comprimento de onda de 1,030  $\mu\text{m}$  e um comprimento focal de 200 mm. O gás de proteção usado foi o Argon com um caudal de 10 litros por minuto.

Usaram-se chapas com dimensões de 160x500 mm para o *skin* e de 40x500 mm para o *stringer*. As soldaduras foram efetuadas na direção transversal à de laminagem das chapas de ambas as ligas.

A adição do material de enchimento utilizou um ângulo de 25° com o cordão de soldadura, sendo este adicionado a partir do lado para onde a cabeça de soldadura se dirigia. O gás de proteção foi adicionado do lado oposto, com um ângulo de 25° com o cordão de soldadura, como se observa na Figura 3.1. O ângulo de incidência de ambos em relação ao *skin* foi igual, sendo que este variou de soldadura para soldadura.

Numa primeira fase, em cada conjunto soldado, foram feitas cinco soldaduras de 100 mm de um só lado, variando os vários parâmetros, prosseguidas de uma análise visual ainda em chão de fábrica. Os cordões que continham defeitos evidentes foram descartados, sobrando 11 conjuntos de parâmetros que foram utilizados nas soldaduras finais de 500 mm em ambos os lados do *stringer*.

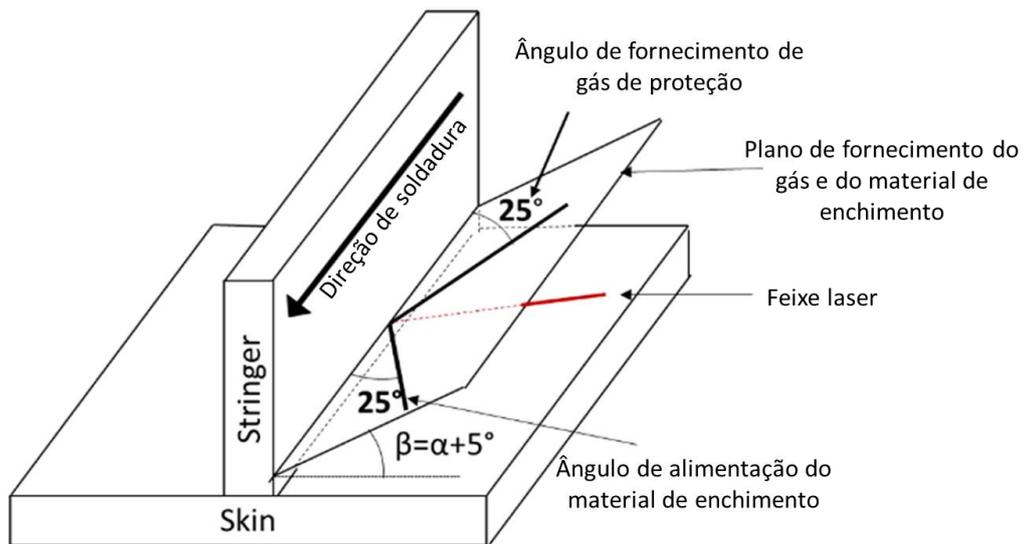


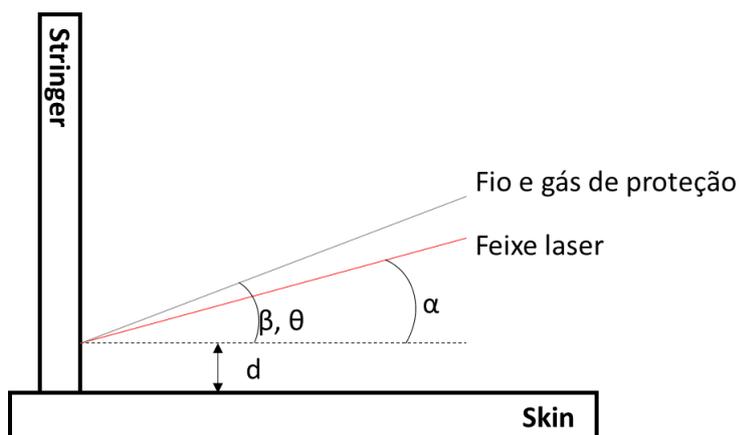
Figura 3.1 - Adição de material e de gás de proteção relativamente ao cordão de soldadura

### 3.1.3. Parâmetros Variados na Soldadura

No processo da soldadura variaram-se vários parâmetros, nomeadamente:

- **D** [ $\mu\text{m}$ ] - Diâmetro do spot
- **$\alpha$**  [ $^\circ$ ] - Ângulo de incidência do feixe em relação ao *skin*
- **$\beta$**  [ $^\circ$ ] - Ângulo do fio em relação ao *skin*
- **$\theta$**  [ $^\circ$ ] - Ângulo do gás em relação ao *skin*
- **v** [mm/s] - Velocidade de soldadura
- **T** [m/min] - Taxa de alimentação de fio
- **P** [kW] - Potência do feixe
- **d** [mm] - Posição de incidência do feixe no *stringer*
- **Q** [l/min] - Caudal de gás
- **DP** [MW/cm<sup>2</sup>] – Densidade de potência (calculado a partir de P e D)

Na Figura 3.2 estão representados os parâmetros mais importantes.



**Figura 3.2** - Representação dos parâmetros  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\theta$  e  $d$  em relação ao *skin*

Na Tabela 3.4 estão expostas as soldaduras escolhidas para análise posterior tal como os seus parâmetros de soldadura. Na realização deste trabalho apenas foram analisadas as seis soldaduras sombreadas na tabela. No que toca aos ensaios mecânicos apenas as primeiras quatro foram analisadas.

**Tabela 3.4** - Soldaduras escolhidas para análise e respetivos parâmetros

Caso	D [ $\mu\text{m}$ ]	$\alpha$ [°]	$\beta$ [°]	$\theta$ [°]	v [mm/s]	T [m/min]	P [kW]	d [mm]	Q [l/min]	DP [MW/cm <sup>2</sup> ]
13	600	10	15	15	40	4,3	3,4	0	10	1,20
19	600	10	15	15	40	4,3	2,9	0,3	10	1,03
49	600	15	20	20	40	4,3	3,4	0	10	1,20
52	600	15	20	20	35	3,8	3	0	10	1,06
56	600	15	20	20	35	3,8	2,9	0,2	10	1,03
58	600	20	25	25	40	4,3	3,1	0,2	10	1,10
74	400	20	25	25	40	4,3	2,5	0	10	1,99
75	400	20	25	25	40	4,3	2,4	0,2	10	1,91
77	400	15	20	20	35	3,8	2,4	0	10	1,91
79	400	15	20	20	35	3,8	2,3	0,2	10	1,83
82	400	15	20	20	40	4,3	2,4	0,2	10	1,91

## 3.2. Análise das soldaduras

### 3.2.1. Microestrutura

Foram cortadas amostras dos conjuntos soldados com cerca de 20 mm no sentido do cordão de soldadura. As superfícies foram polidas usando lixas de P1000, P2500 e por fim uma solução com suspensão de diamante de 3 $\mu$ m, lavando as amostras entre cada passo com álcool etílico e secando usando um secador de ar quente.

De seguida foi feito ataque químico usando Reagente Kellers (H<sub>2</sub>O - 190 ml; HNO<sub>3</sub> - 5 ml; HCl - 3 ml; HF - 2 ml).

Mergulhou-se cada uma das amostras na solução durante 10 a 15 segundos, até que as fronteiras de grão se tornassem evidentes. No fim de cada reação a amostra foi lavada de imediato com água e de seguida com álcool, sendo posteriormente seca usando um secador de ar quente.

Por fim foram observadas no microscópio ótico e foram fotografadas com várias ampliações as estruturas que se acharam ser relevantes para a análise da soldadura.

Recorrendo às fotografias analisou-se ainda a geometria dos cordões, sendo anotadas as dimensões representadas na Figura 3.3, correspondentes à penetração e distância entre pés dos cordões.

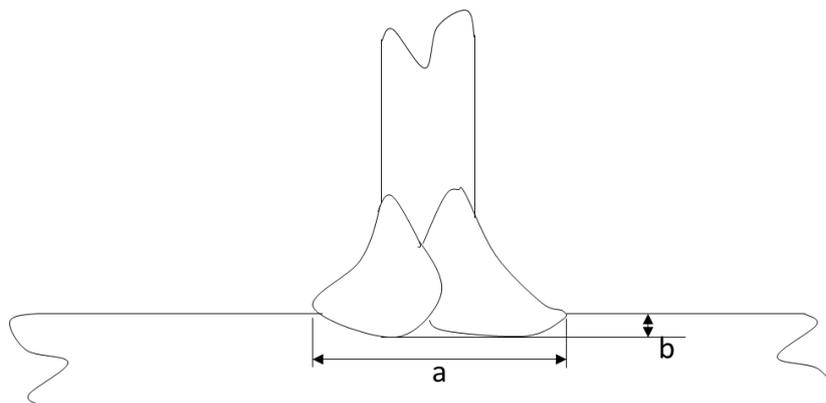


Figura 3.3 - Dimensões da geometria geral das soldaduras

### 3.2.2. Microdureza

Os ensaios de microdureza foram obtidos usando um indentador piramidal de dureza Vickers, com uma carga de 200 g (aproximadamente 1,96 N) durante 15 segundos.

Para estudar a variação da dureza ao longo do *skin* foi feito um varrimento em que as indentações se encontram separadas por 250  $\mu\text{m}$  na zona da soldadura, enquanto que na região mais afastada estas estão separadas por 1 mm. Neste caso a distância da linha de indentações ao bordo é variável já que a penetração da soldadura não é constante para todas as soldaduras, como se vê na Figura 3.4.

No caso do *stringer* o varrimento é feito a 0,5 mm da borda da face em análise, começando a 0,5 mm da aresta inferior da amostra.

As amostras utilizadas foram as mesmas da análise de microestrutura.

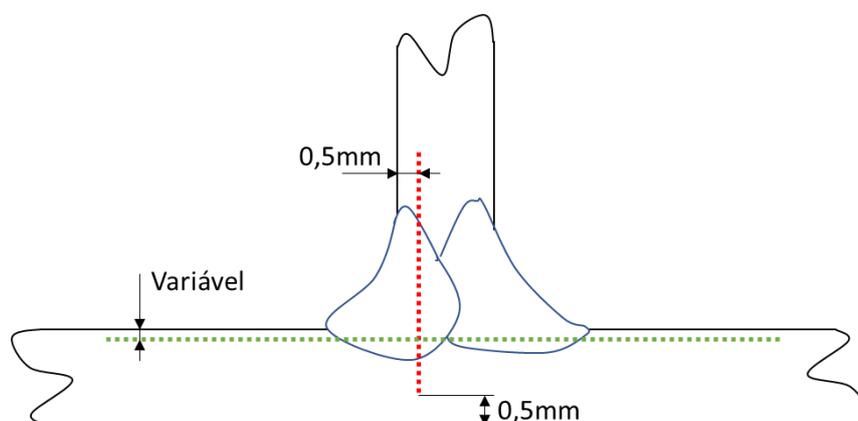
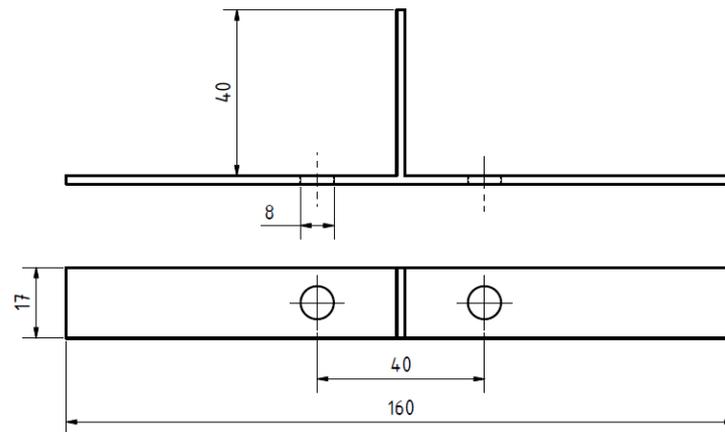


Figura 3.4 - Representação das zonas da amostra onde foi estudada a microdureza

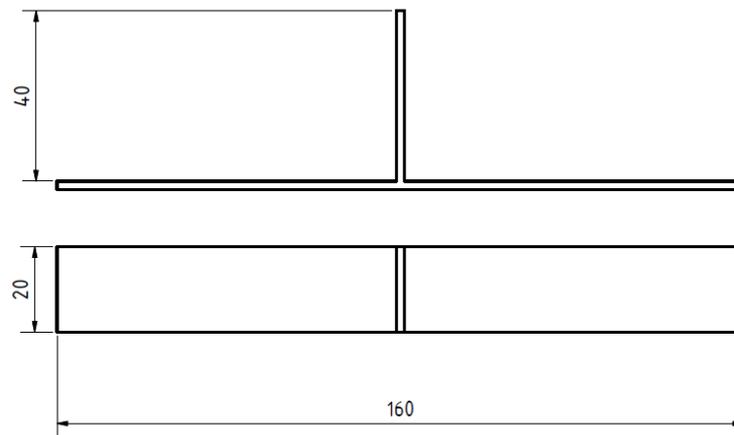
### 3.3. Ensaios Mecânicos

O comportamento mecânico das soldaduras foi estudado recorrendo aos ensaios de tração, de arrancamento e de fadiga.

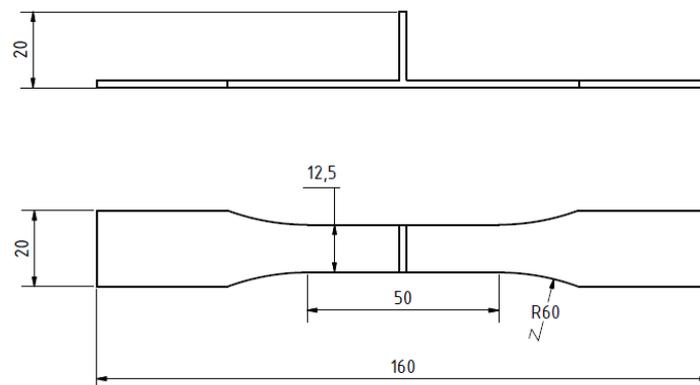
Para os ensaios foram cortados provetes de cada um dos conjuntos soldados, partindo da extremidade do início do segundo cordão de soldadura, e foram numerados pela ordem com que foram cortados (exemplo 13.1, 13.2, etc.), sendo depois maquinados de acordo com o ensaio a que se destinavam: ensaio de arrancamento, que têm dois furos para auxiliar na fixação durante o ensaio (Figura 3.5), ensaio de tração (Figura 3.6) e ensaio de fadiga, que tem geometria osso de cão de modo a garantir a ruína do provete não se dá nas indentações causadas pelo aperto das amarras (Figura 3.7).



**Figura 3.5** - Geometria do provete para o ensaio de arrancamento (dimensões em mm)



**Figura 3.6** - Geometria do provete para ensaio de tração (dimensões em mm)



**Figura 3.7** - Geometria do provete para ensaio de fadiga (dimensões em mm)

### 3.3.1. Aramis

Para os ensaios estáticos (tração e arrancamento) foi usado o extensômetro virtual *Aramis*, com o objetivo de obter o campo de deformações na zona da soldadura. Assim para os provetes dos ensaios estáticos foi necessária uma pintura na sua parte lateral (Figura 3.8), que possibilita a criação de uma malha que irá ser analisada pelo sistema de câmaras do *Aramis*, gerando o campo de deformações ao longo dos ensaios. Para tal, durante os ensaios, foram registadas 300 fotografias por minuto, possibilitando que o software registre a evolução do campo de deformações.

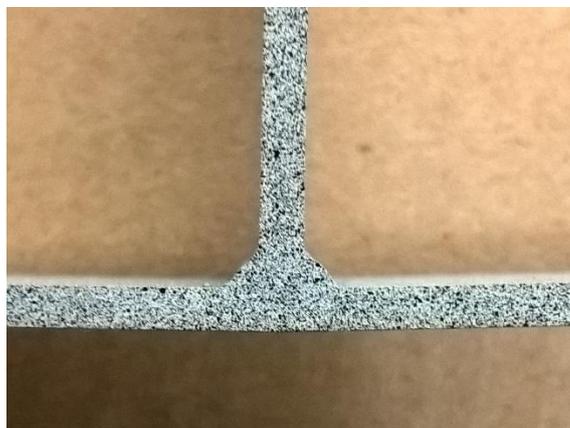


Figura 3.8 - Exemplo da pintura na lateral do provete

### 3.3.2. Ensaio de arrancamento

Nos ensaios de arrancamento o provete é tracionado a partir do *stringer* perpendicularmente ao *skin*, de acordo com a Figura 3.9, onde se observa ainda o gabari que ajuda a fixar o *skin* do provete, estando o *stringer* fixo na amarra superior e as câmaras do *Aramis*, que irão fazer a análise do campo de deformação.

Impôs-se uma velocidade de deslocamento de 2mm por minuto na amarra até à rotura.



Figura 3.9 - Montagem do ensaio de arrancamento

### 3.3.3. Ensaio de tração

Nos ensaios de tração o provete é solicitado na direção do *skin*, correspondendo à direção de laminagem, como mostrado na Figura 3.10.

Os ensaios foram efetuados impondo um deslocamento da amarra de 2mm por minuto até à rotura.



Figura 3.10 - Montagem do ensaio de tração

### **3.3.4. Ensaios de Fadiga**

No caso dos ensaios de fadiga foram feitos provetes com geometria osso de cão, como mostrado anteriormente na Figura 3.7. O uso desta geometria é justificado pelo aumento do risco de a falha do provete ocorrer na zona da amarra devido à concentração de tensões que se cria nas indentações produzidas por elas. Os provetes foram ainda lixados recorrendo a uma lixa de granulometria 600p, de modo a eliminar ao máximo defeitos superficiais como riscos e rebarbas resultantes do processo de fabricação dos provetes (logo sem relação com o processo de soldadura), que poderiam constituir zonas de concentração de tensões.

O carregamento aplicado é sinusoidal de tração repetida a amplitude constante com uma frequência de 25 Hz. Foi usada uma razão de tensões de 0,02, de modo a que a tensão mínima não se aproximasse de 0, evitando tensões de compressão que poderiam resultar na flambagem do provete.

Para cada série de soldaduras foram usados vários níveis de tensão e em cada um deles foram ensaiados pelo menos dois provetes de modo a validar do ponto de vista estatístico o comportamento da soldadura.

Por fim foi construída a curva S-N correspondente a cada série de soldaduras. Na determinação da curva S-N média não se consideraram os pontos cujos provetes chegaram aos dois milhões de ciclos sem ruína e aqueles que, atendendo ao comportamento dos outros na mesma série, se afastaram demasiado da tendência.

## **3.4. Elementos finitos**

### **3.4.1. Levantamento dos raios de concordância**

De modo a fazer uma análise estatística dos raios de concordância das soldaduras para cada um dos provetes de fadiga, foi medido o raio de concordância no pé da soldadura usando um projetor de perfis para obter as coordenadas de três pontos no contorno da soldadura (número necessário para definir um arco de circunferência) e o programa de construção geométrica *Geogebra* para calcular o raio da circunferência que contém esses três pontos.

Na Figura 3.11.a) está representada a utilização do projetor de perfis com três pontos do contorno representados a vermelho e por baixo, no mostrador digital, as coordenadas do ponto em análise. Na Figura 3.11.b) está representada a circunferência que coincide com os pontos de coordenadas mostradas no lado esquerdo; por cima destes é possível ver a equação da circunferência, a partir da qual será calculado o raio.

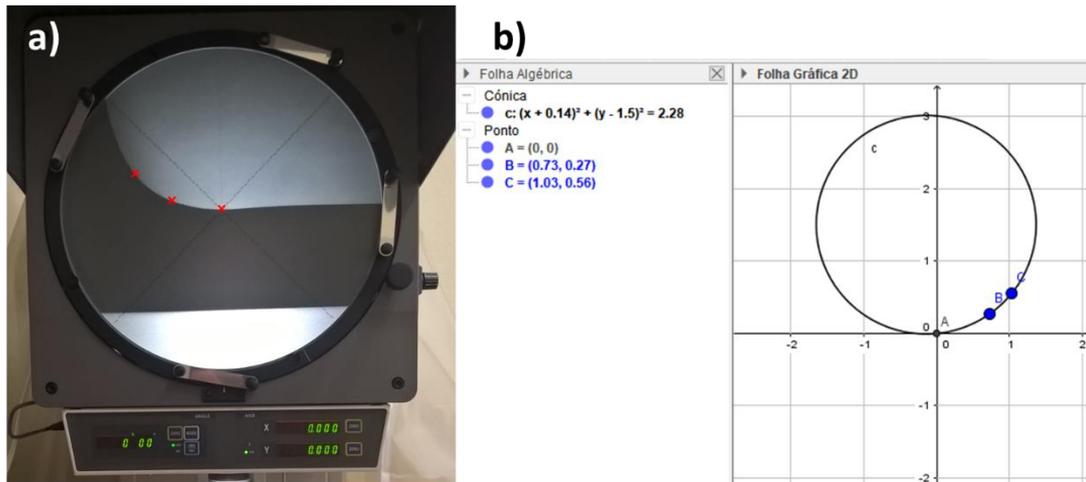


Figura 3.11 - a) Levantamento das coordenadas de 3 pontos da curva; b) Cálculo o raio de concordância da soldadura.

### 3.4.2. Modelo

Foi feita uma análise das tensões na zona da soldadura usando o software de CAD *Autodesk Inventor Professional 2017*.

Assim construiu-se um modelo com a geometria do provete de fadiga e foi feito um estudo na gama de tensões utilizada nos ensaios de fadiga e variando vários outros fatores, estudando por fim a influência dos mesmos no fator concentração de tensões  $K_t$ , calculado a partir da tensão nominal e tensão de von Mises, de modo a aprofundar a discussão dos resultados obtidos nos ensaios de fadiga.

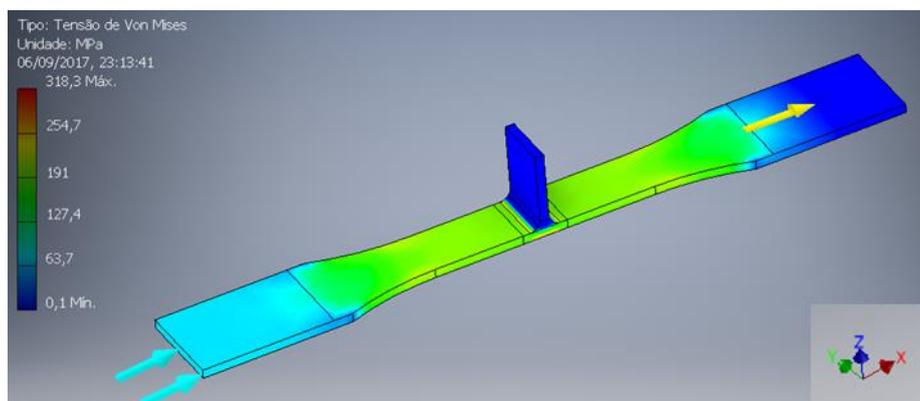


Figura 3.12 - Imagem exemplificativa da distribuição de tensões no provete, obtida por simulação numérica

### 3.4.3. Fatores Analisados

O raio de concordância da soldadura, as dimensões entre os pés dos dois cordões de soldadura, o módulo de elasticidade do material de adição e as cargas de sollicitação foram os fatores estudados nas simulações. Assim, para cada fator em estudo, utilizaram-se os valores mínimo, máximo e médio, enquanto os restantes se encontravam fixados no valor médio, com exceção dos valores da carga de sollicitação. Estas foram variadas ao longo da gama de cargas utilizadas nos ensaios de fadiga e do módulo de elasticidade do material de enchimento no qual foi usado o módulo do material do *skin* e foi então variado em 5 GPa superior e inferiormente. No Apêndice A estão presentes os valores usados nas simulações numéricas.

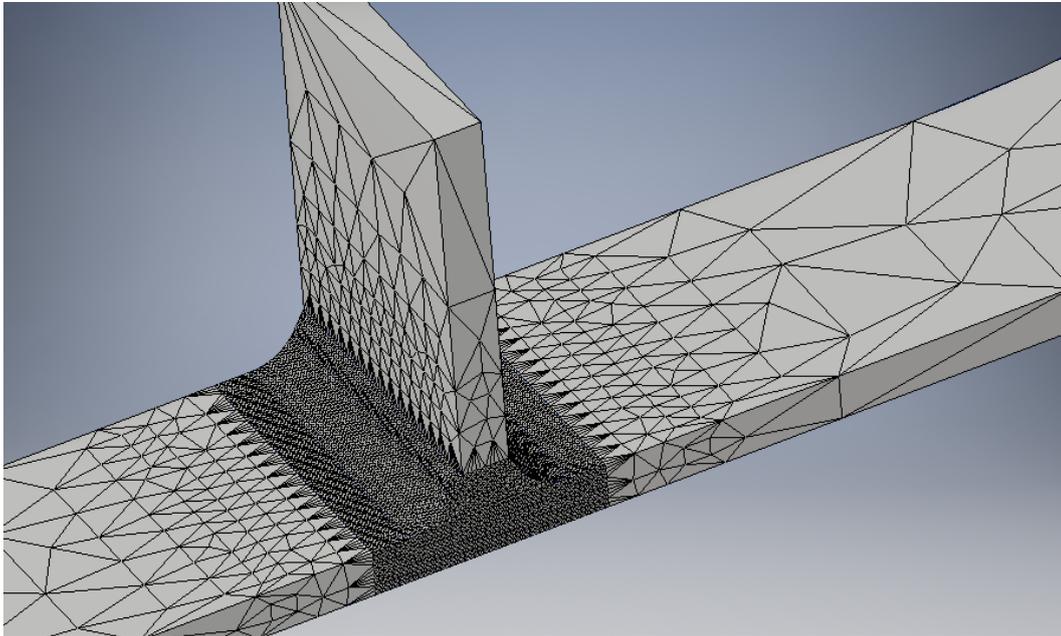
### 3.4.4. Condições de Fronteira

Para simular da forma mais realista as condições de fixação dos provetes nos ensaios de fadiga foi restringida a translação segundo o eixo z nas superfícies correspondentes às que contactaram com a amarra da máquina de tração. Numa das extremidades do provete foi restringida a translação segundo o eixo x, correspondente à direção de sollicitação do provete, e o eixo y, enquanto que na outra extremidade foi aplicada uma força de tração.

### 3.4.5. Malha

A malha usada é constituída por elementos sólidos tetraédricos. Na zona da soldadura, onde é de esperar que haja concentração de tensões, a malha foi refinada, como

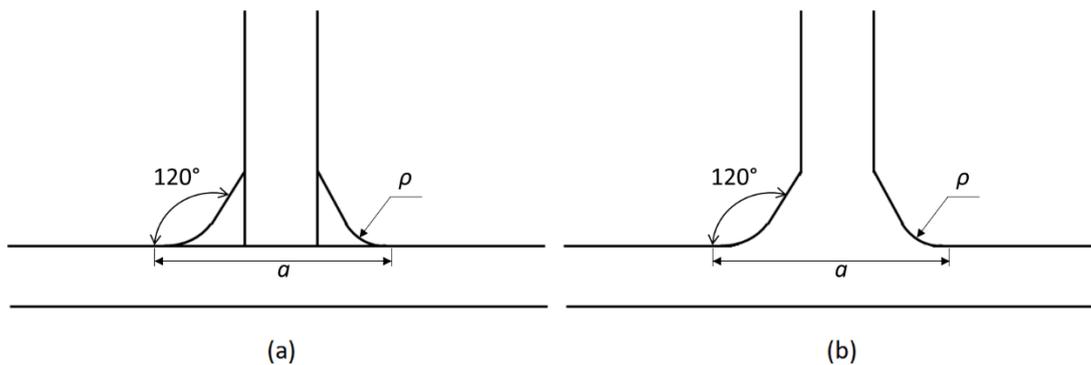
se observa na Figura 3.13, de modo a ter um maior rigor nos valores determinados. Na zona refinada o tamanho médio dos elementos foi fixado em 0,2 mm nas definições do programa.



**Figura 3.13** - Pormenor do refinamento da malha no modelo de elementos finitos junto à zona da soldadura do provete

### 3.4.6. Simplificação do Modelo

Sendo esta uma soldadura com três materiais diferentes, tal poderá ter influência na distribuição das tensões na zona em estudo. Assim formaram-se dois modelos de provete: um constituído por uma peça inteira (Figura 3.14 (b)) e outro por 4 peças, sendo estas o *skin*, o *stringer* e os dois cordões de soldadura (Figura 3.14 (a)). Assim, em primeiro lugar, será feita uma análise com o modelo composto por quatro peças, fazendo variar o módulo de elasticidade do material de adição, que é desconhecido. Se este fator não tiver influência nos resultados obtidos, isto é, se os valores tiverem uma variação desprezável (cerca de 1%) entre as várias simulações, conclui-se que a diferença dos módulos de elasticidade das quatro peças do modelo composto não terá grande influência e o modelo mais simples, constituído por apenas uma peça do material do *skin* poderá ser usada.



**Figura 3.14** - Esquema do modelo de quatro peças (a) e do modelo de peça inteira (b).

Em todos os casos a geometria do cordão consiste num arco de raio  $\rho$  tangente ao *skin* e a um segmento que descreve 120° com este, ate intercetar o *stringer*. A geometria é ainda definida pela distância entre os pés dos cordões  $a$  que corresponde à distância entre os pontos em que o arco é tangente com o *skin*.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1. Morfologia e Microestrutura das Soldaduras

#### 4.1.1. Morfologia

Foi retirada uma amostra de cada um dos conjuntos soldados de modo a poder observar a morfologia das soldaduras, recorrendo ao microscópio ótico. Na Figura 4.1 podem observar-se as várias amostras, devidamente identificadas.

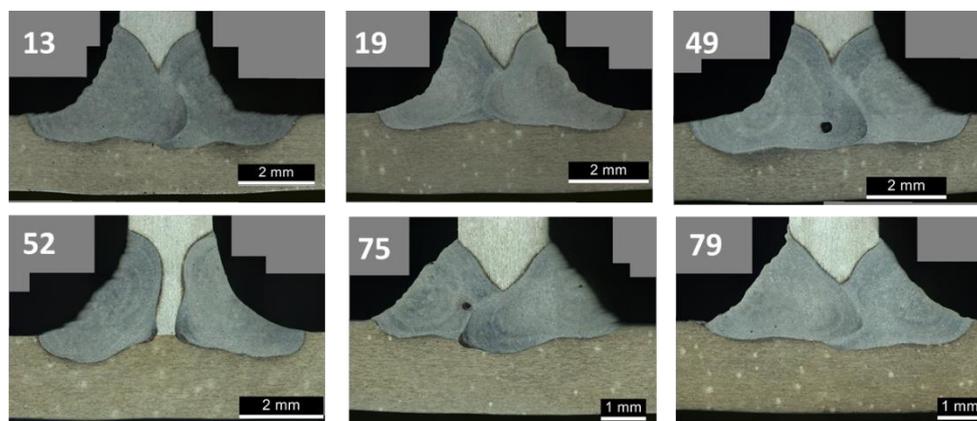


Figura 4.1. Macrografias das amostras dos cordões de soldadura

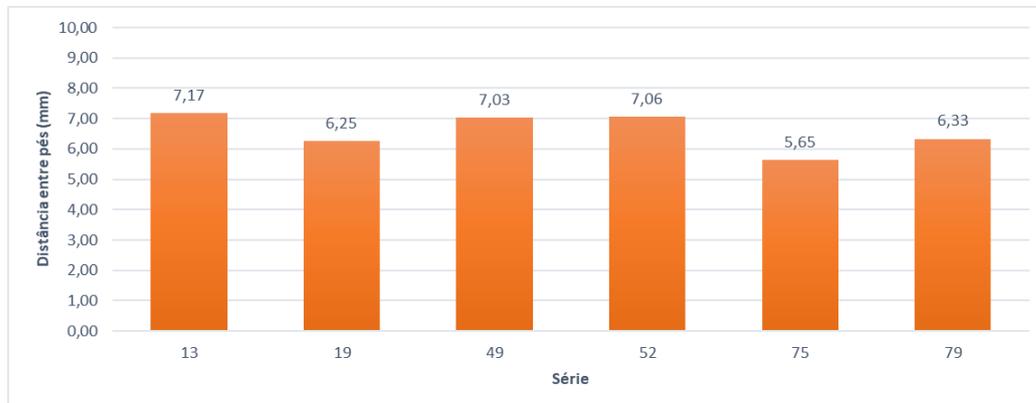
Numa primeira vista observa-se uma boa ligação entre o *skin* e o *stringer*, sendo também evidentes algumas porosidades (macroporos nas amostras 49 e 75 e alguns microporos em todas elas) e, no caso da amostra 52, penetração insuficiente. Numa primeira análise não foram encontradas quaisquer fissuras nas macrografias da figura anterior.

Para uma análise comparativa fez-se o levantamento das dimensões das várias estruturas dos cordões de soldadura. A penetração da soldadura no *skin* e a distância entre os pés dos cordões consideraram-se os parâmetros mais relevantes para mais tarde analisar os resultados dos ensaios mecânicos.

##### 4.1.1.1. Distância entre os Pés dos Dois Cordões

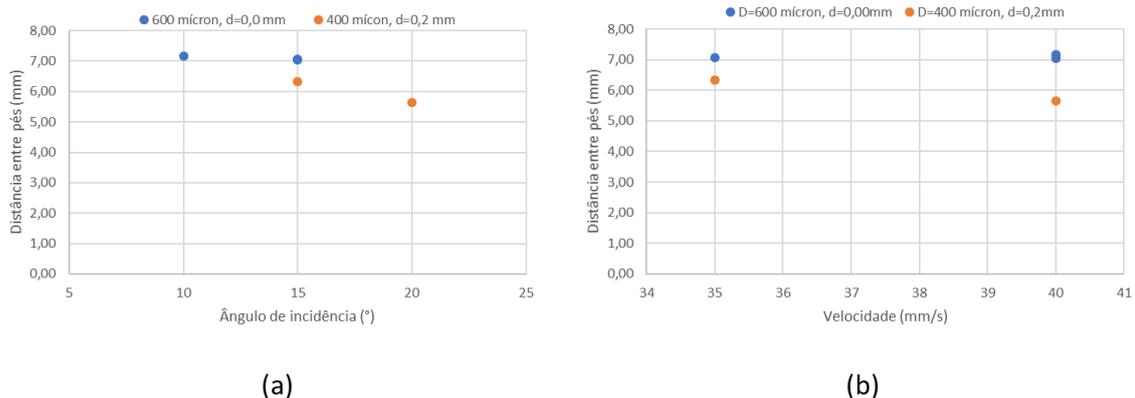
Na Figura 4.2 estão presentes as distâncias entre os pés das soldaduras de cada uma das amostras. Observa-se que não existem grandes discrepâncias de valores, sendo o

menor no caso da amostra da série 75 e o maior na amostra da série 13 que entre si diferem menos de 2 mm.



**Figura 4.2** - Distância entre os pés dos cordões medidos em cada amostra

Na Figura 4.3 (a) observa-se uma tendência em a distância entre os pés dos cordões diminuir com o aumento do ângulo de incidência, principalmente no caso em que o diâmetro de spot é menor. Tal justifica-se pelo facto de o feixe para maiores ângulos incidir mais diretamente no *skin* e, a sua “espessura”, intercalar a chapa de revestimento numa menor extensão. Na Figura 4.3 (b) observa-se uma diminuição da distância com o aumento da velocidade de soldadura no caso em que o diâmetro do spot é de 400  $\mu\text{m}$ , mas no caso em que o diâmetro de spot é maior não se nota grande variação com o aumento da velocidade do processo. Este fenómeno apoia-se no facto de a uma menor velocidade a quantidade de energia fornecida por unidade de comprimento ser maior, logo uma maior poça de fusão é criada, alargando a extensão da soldadura. Em ambas as imagens observa-se que a maior distância entre os pés dos cordões se dá para maiores diâmetros de spot, o que vai de encontro ao esperado, já que maiores diâmetros irão fazer com que o feixe incida numa maior área, formando poças de fusão mais largas, aumentando a sua extensão.

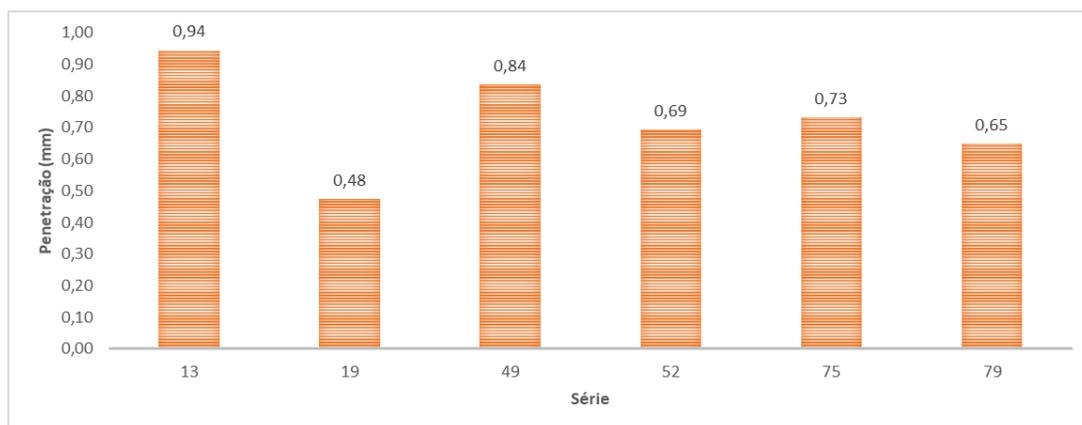


**Figura 4.3** - Variação da distância entre pés de soldadura, considerando: (a) o ângulo de incidência, (b) a velocidade de soldadura

#### 4.1.1.2. Penetração da Soldadura no Skin

É espectável que a soldadura debilite o metal base da junta T, tendo especial importância a resistência do *skin*, que estará sujeito a forças de tração. Assim quanto maior a penetração menor deverá ser a resistência dos provetes quando sujeitos a cargas estáticas ou dinâmicas.

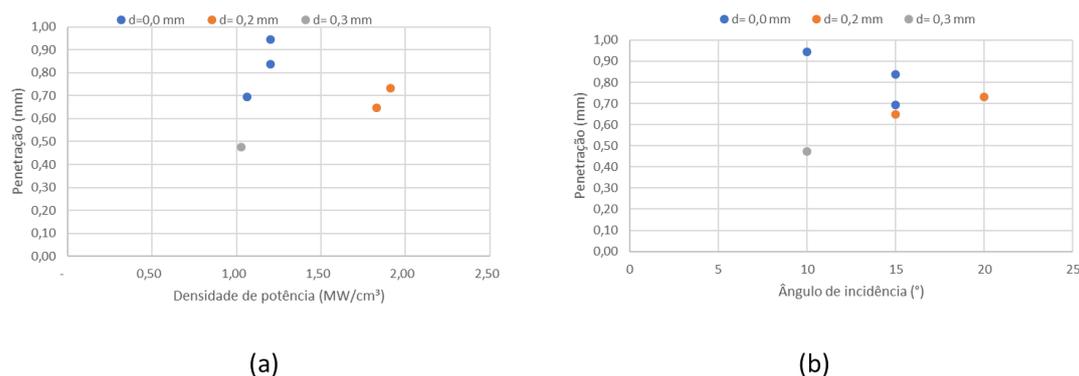
Na Figura 4.4 estão expostos os valores da penetração em cada uma das amostras. Numa primeira análise observa-se que na amostra 19 houve menor penetração, não chegando a um quarto da espessura do *skin*. Na amostra 13, no entanto, a soldadura penetrou quase até ao centro do *skin*, verificando-se assim que esta foi a série em que se observou uma maior penetração.



**Figura 4.4** – Penetração da soldadura no skin medido nas várias amostras

Na Figura 4.5 (a) observa-se que um aumento da distância do feixe ao *skin* provoca uma diminuição da penetração da soldadura no mesmo já que para  $d = 0,3$  mm a penetração é mínima e os valores mais altos da penetração se dão para  $d = 0,0$  mm. Este

fenômeno coincide com o que era espectável já que uma maior distância do feixe ao *skin* traduz-se numa diminuição da interação entre estes dois. Na mesma figura observa-se ainda que o aumento da densidade de potência provoca um aumento da penetração da soldadura para uma mesma distância do feixe ao *skin*, tal como era de esperar já que maiores densidades de potência geralmente criam *keyholes* mais profundos, levando ao aumento da penetração. A Figura 4.5 (b) mostra a variação da penetração da soldadura com o aumento do ângulo de incidência e para diferentes distâncias do feixe ao *skin* observam-se diferentes comportamentos já que quando o feixe incide na interceção do *skin* com o *stringer* o aumento do ângulo traduz-se numa diminuição da penetração, acontecendo o oposto quando o feixe incide 0,2 mm acima deste local. O espectável seria que o aumento do ângulo de incidência levasse ao aumento da penetração, já que neste caso o feixe incide mais diretamente sobre o *skin*, concentrando mais energia nesse ponto.



**Figura 4.5** - Variação da penetração da soldadura no Skin, tendo em conta: (a) a densidade de potência do feixe, (b) o ângulo de incidência

#### 4.1.2. Estruturas da Soldadura Laser

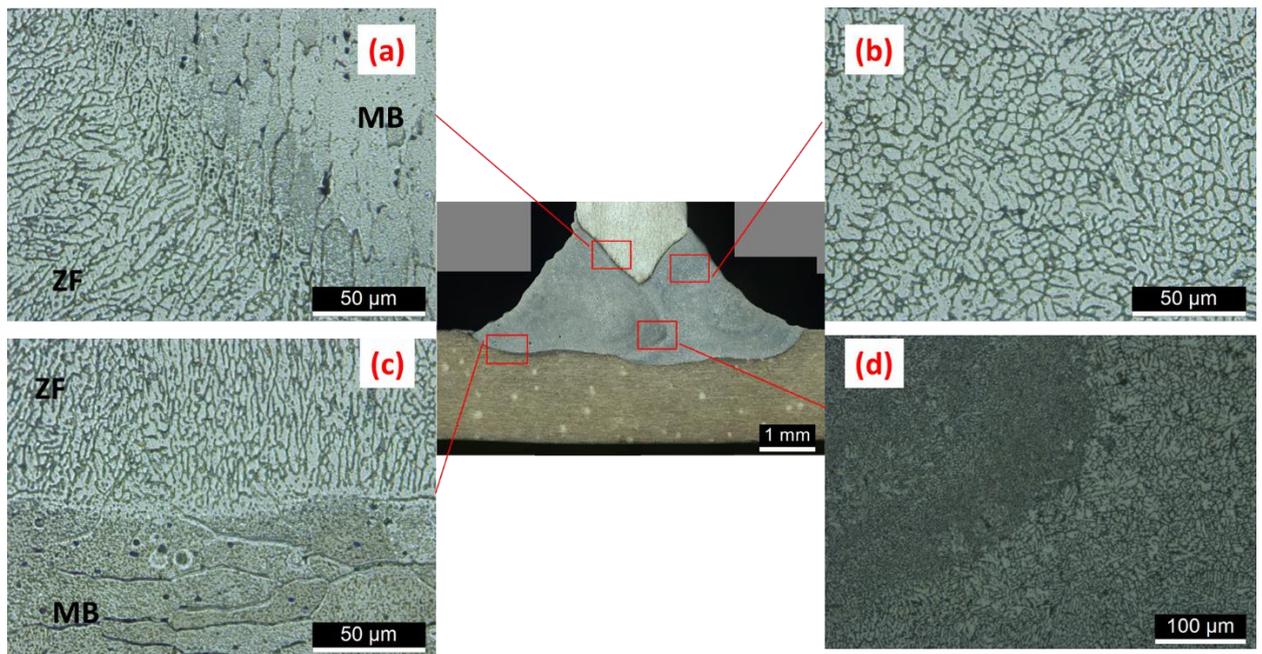
Como foi possível observar anteriormente na Figura 4.1, as soldaduras têm uma morfologia bem definida, na qual se distingue de imediato várias zonas distintas.

##### 4.1.2.1. Zona Fundida

Na zona fundida é possível encontrar várias estruturas distintas, que se diferenciam pela morfologia do grão.

Na Figura 4.6 é possível observar essas estruturas, tendo por exemplo neste caso a amostra 79, no entanto estas estruturas foram encontradas nas restantes amostras. Nas Figura 4.6 Figura 4.6 - Estrutura da zona fundida de uma soldadura (Amostra 79)(a) e (c) é

possível observar grãos mais alongados com a forma de dendrites colunares que crescem paralelos entre si a partir da linha de fusão, que delimita a fronteira da zona fundida com a zona termicamente afetada (ZTA) do *stringer* e do *skin*, respetivamente. Mais no interior da soldadura, como se pode observar na Figura 4.6 (b), os grãos adquirem uma forma mais arredondada. Por último, na Figura 4.6 (d) observa-se um refinamento do grão na zona onde houve nova fusão do material.



**Figura 4.6** - Estrutura da zona fundida de uma soldadura (Amostra 79)

A zona fundida é também o local onde aparecem os defeitos de soldadura, como se pode observar nos exemplos expostos na Figura 4.7. Os defeitos mais evidentes são poros, tendo no exemplo da Figura 4.7 (c), correspondente à amostra 56, uma abundância anormal deste tipo de estruturas, com um macro poro com praticamente 0,5mm de diâmetro. Noutras amostras como se pode observar nas Figura 4.7 (b) e (d), existem poros mais pequenos, neste caso com diâmetros entre os 100 e os 250 µm. Em ambos os casos os poros, com formas aproximadamente circulares, terão sido originados por gases que, durante o processo de soldadura, ficaram aprisionados na poça fundida quando esta solidificou. Por último, tem-se o exemplo da Figura 4.7 (a), onde se observam duas cavidades com geometrias não circulares bastante próximas da zona mais profunda do cordão, que parecem ter sido originadas pelo colapso do *keyhole* durante o processo de soldadura.

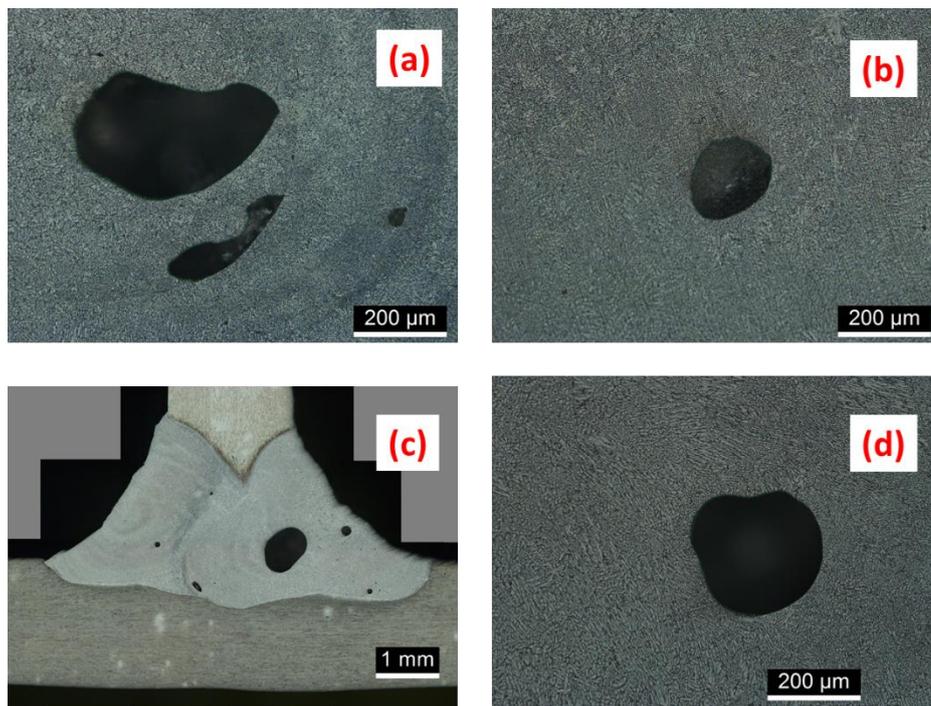


Figura 4.7 - Exemplos de defeitos encontrados nas amostras analisadas

#### 4.1.2.2. Zona Parcialmente Fundida

A zona parcialmente fundida encontra-se entre a zona fundida e a ZTA, em plena linha de fusão. Nas Figura 4.8 e Figura 4.9 apresenta-se a zona parcialmente fundida como uma zona com a espessura de um ou dois grãos que, não sendo imediatamente evidente, distingue-se ainda assim da zona fundida e da zona termicamente afetada pela sua morfologia.

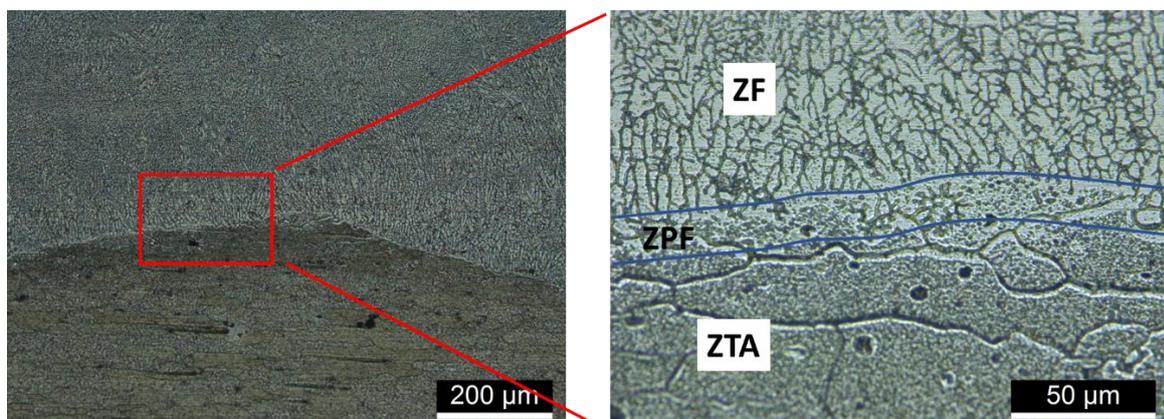
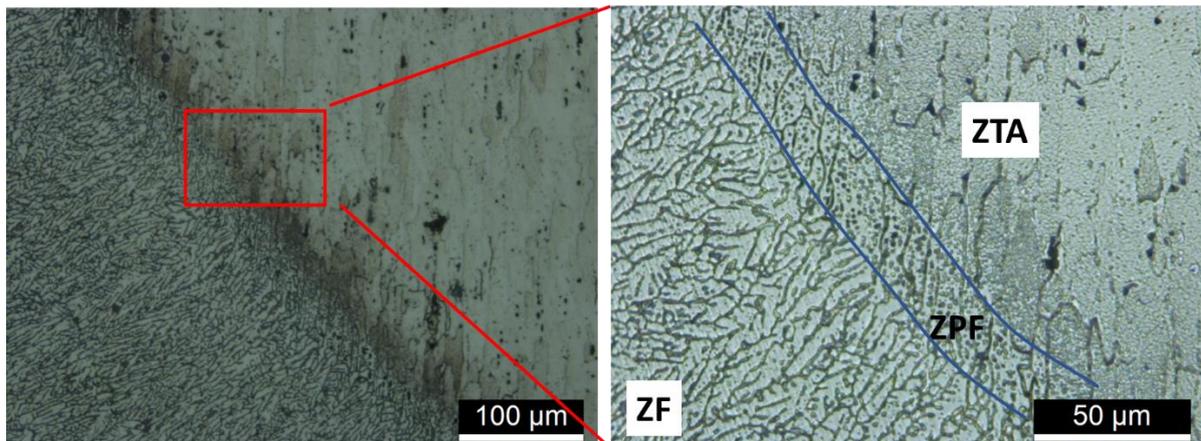


Figura 4.8 - Pormenor da zona parcialmente fundida junto ao skin (amostra 75)



**Figura 4.9** - Pormenor da zona parcialmente fundida junto ao stringer (amostra 79)

#### **4.1.2.3. Zona Termicamente Afetada**

Sabe-se que a zona termicamente afetada se situa no material base, nas vizinhanças da soldadura, no entanto apenas pela observação de imagens não é possível perceber qual é a sua extensão, já que não há alteração significativa na morfologia do material. A melhor forma de distinguir a zona termicamente afetada do resto do material é pela dureza como se irá observar mais à frente.

## **4.2. Radiografias**

Dado que as amostras anteriormente apresentadas apenas representam um plano transversal de corte dos respetivos conjuntos soldados, dificilmente as estruturas nelas presentes são representativas daquilo que acontece em toda a extensão da soldadura. As radiografias dos provetes permitem analisar a qualidade da soldadura relativamente à presença de poros, bem como o seu calibre e concentração de forma mais abrangente.

Foram encontrados poros em provetes de todas as séries, sendo que estes não foram tão visíveis nas radiografias das séries 13 e 49 que apresentaram, cada uma, um provete desprovido de poros. Quanto aos restantes provetes observou-se que nas soldaduras com menor densidade de potência os poros tinham menor calibre (Figura 4.10 (a)) que aqueles nas soldaduras cuja densidade de potência foi maior (Figura 4.10 (b)).

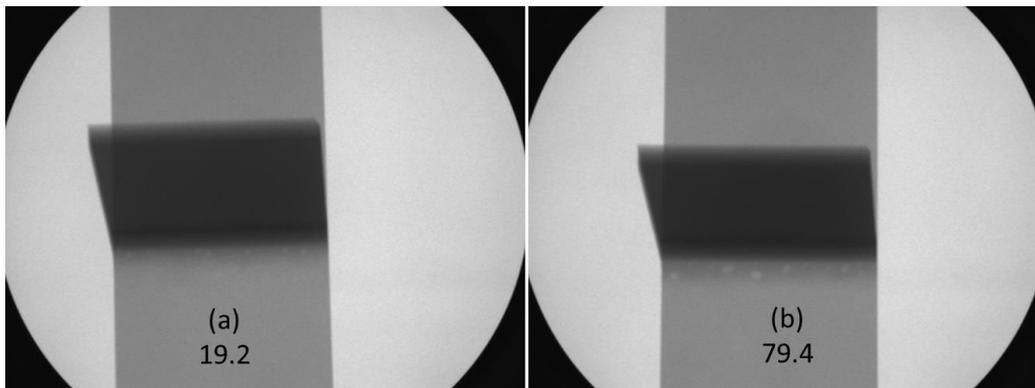


Figura 4.10 - Radiografias de provetes de várias séries

Analisou-se ainda a concentração de poros nas várias séries, estando os resultados expressos na Figura 4.11. Aqui nota-se que, nas séries com maior densidade de potência (séries 75 e 79), há uma tendência para o número de poros ser maior por unidade de comprimento. Este facto pode ser explicado pelo aumento de penetração do *keyhole* com o aumento da densidade de potência que, sendo mais profundo e também mais estreito (já que o diâmetro de spot é também menor), dificulta na libertação dos gases que formam estes poros.

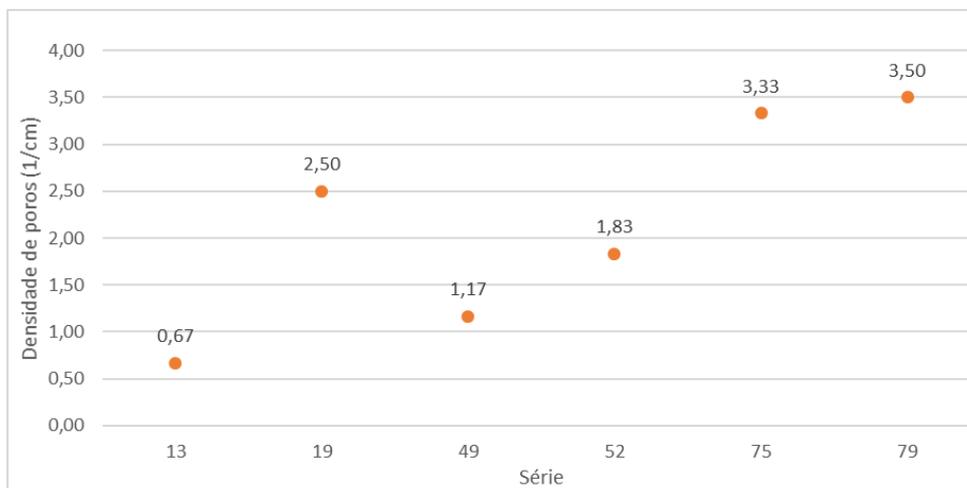
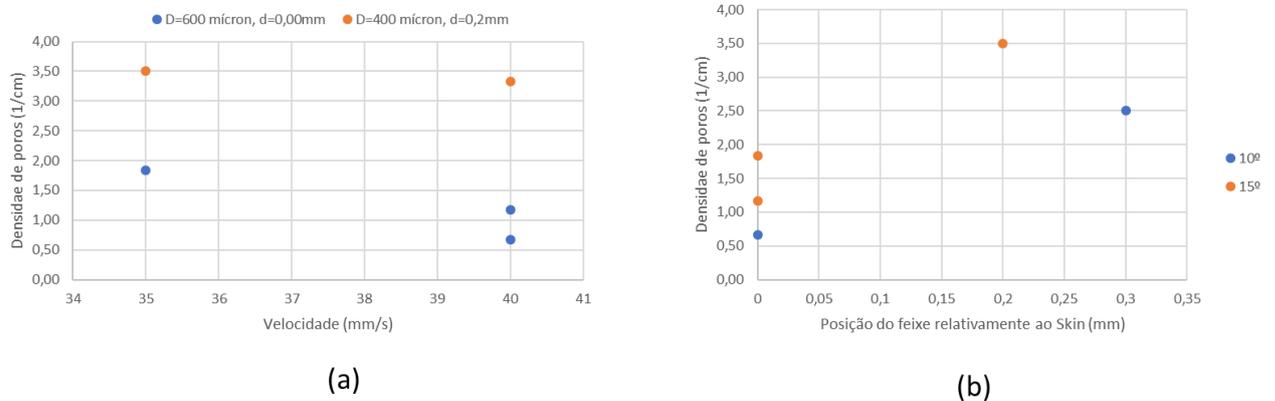


Figura 4.11 - Densidade de poros nas várias séries

Por fim comparou-se a densidade de poros com a densidade de potência do laser, o seu ângulo de incidência, a velocidade de soldadura e a posição do laser relativamente ao *skin*. Observando a Figura 4.12 (a) conclui-se que o número de poros aumentou com o aumento da densidade de potência (diminuição do diâmetro do spot) ao mesmo tempo que diminuiu com o aumento da velocidade de soldadura. Na Figura 4.12 (b) observa-se que, com ângulos de incidência maiores, a tendência é que o número de poros aumente também. Para

além disso conclui-se que para um mesmo ângulo de incidência, quanto maior a distância do ponto de incidência do laser à superfície do *skin* maior é a densidade de poros, também.



**Figura 4.12** - Influência de vários parâmetros de soldadura na densidade de poros na soldadura: (a) velocidade de soldadura, (b) posição do feixe

### 4.3. Microdureza

Os perfis de microdurezas foram semelhantes em todas as amostras, excetuando a amostra 52, na qual os cordões não se tocaram, pelo que no centro havia material da ZTA.

Ao longo do *skin* as microdurezas distribuíram-se de forma aproximadamente simétrica relativamente ao centro da soldadura, como se pode observar na Figura 4.13. A laranja tem-se a dureza do material base (antes da soldadura). Dividindo o perfil de durezas em três zonas é possível distinguir as estruturas da soldadura, nomeadamente a zona de fusão (I), a zona termicamente afetada (II) e a zona do material base não afetado pela soldadura (III). Na zona fundida nota-se a maior perda de dureza, tendo no seu centro um pico que corresponde à zona da junção dos cordões onde, como visto anteriormente, o grão é mais refinado que no resto da ZF. Esta maior perda de dureza, que ronda os 21%, é justificada pela dissolução de precipitados do MB. À medida que nos afastamos do centro da soldadura observa-se um aumento da dureza que, chegando à linha de fusão, aumenta bruscamente, atingindo valores de dureza próximos da do material base, já na zona termicamente afetada. Na ZTA, junto da soldadura tem-se uma zona onde a dureza é maior seguida de uma outra onde a dureza volta a diminuir. Estas duas zonas são justificadas pelo gradiente de temperaturas e pelo facto de esta se tratar de uma liga termicamente tratável. Junto à soldadura, onde as temperaturas se aproximam da de fusão, houve uma dissolução quase completa dos elementos de liga que, aquando do arrefecimento, se voltaram a precipitar,

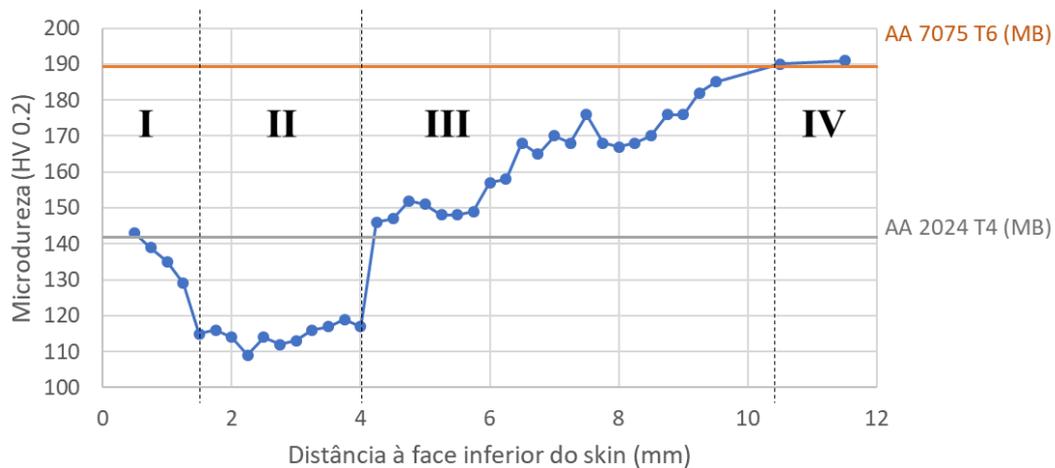
quase como se houvesse um novo tratamento térmico e, por isso, as durezas se aproximam das do material base nesta zona. Na zona mais afastada, por outro lado, a dissolução foi parcial devido à menor gama de temperaturas e, durante o arrefecimento, os precipitados ainda lá presentes coalesceram resultando em precipitados de maior calibre que na outra zona, deixando de ser coerentes com a matriz (sobre envelhecimento da liga). Nesta zona a perda de dureza situou-se na ordem dos 6%. Por fim, na zona III, os valores da dureza voltaram a estabilizar já que os efeitos da temperatura deixaram de se sentir.



**Figura 4.13** - Perfil de microdurezas ao longo do Skin (amostra 75): I-ZF, II-ZTA, III-MB

Na Figura 4.14 está presente o perfil de microdurezas ao longo do *stringer*. Também aqui é possível distinguir várias zonas: o material base das ligas do *stringer* (IV), e as zonas termicamente afetadas do *skin* e do *stringer* (I e III, respetivamente), bem como a zona fundida (II).

Também aqui se observa que a maior perda de dureza ocorre na zona fundida. À medida que nos afastamos da zona fundida para o lado do *skin* verifica-se um comportamento semelhante ao que foi referido anteriormente, não se observando no entanto material base deste, já que a sua espessura apenas permitiu medir valores de microdureza até à zona termicamente afetada em que a dureza se aproxima da do material base pelo motivo anteriormente referido. Para o lado do *stringer* observa-se também um aumento da dureza à medida que entramos na ZTA, no entanto neste caso a dureza da zona próxima da soldadura não chega a atingir a do material base como aconteceu na outra liga, talvez pelo arrefecimento mais lento (o *stringer* tem um menor volume, logo a dissipação não é tão facilitada como no *skin*). De seguida tem-se nova perda de dureza por sobre envelhecimento da liga que rondou os 21%, valor bastante superior aos 6% da liga do *skin*. Por fim os valores da dureza aumentam lentamente até atingir os valores de dureza do material base.



**Figura 4.14** - Perfil de microdurezas ao longo do *stringer* (amostra 49): I- ZTA *skin*, II- ZF, III- ZTA *stringer*, IV- MB *stringer*

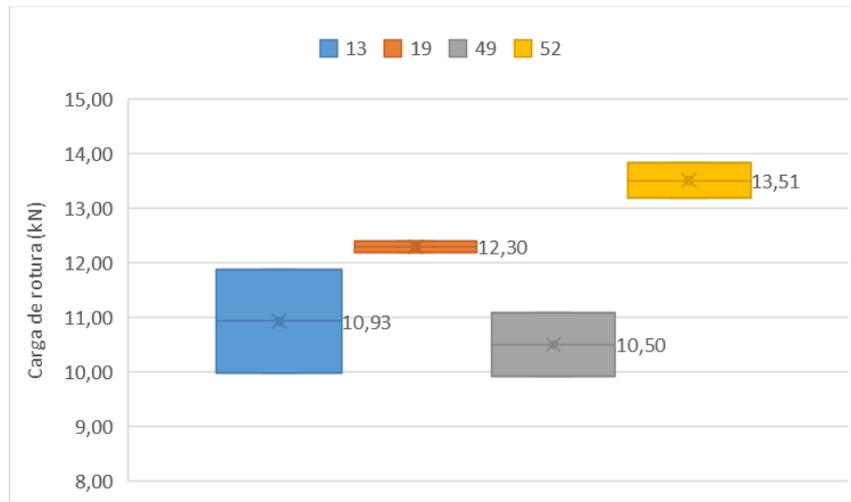
## 4.4. Ensaios Mecânicos

O campo de análise desta dissertação centra-se no comportamento à fadiga das juntas soldadas. Por limitação de tempo apenas foram escolhidas quatro séries para esta análise, nomeadamente as séries 13, 19, 49 e 52. Os conjuntos soldados foram escolhidos após análise visual da qualidade da superfície dos cordões de soldadura, bem como das radiografias das mesmas e, as séries escolhidas, foram as que apresentavam menor quantidade de defeitos à superfície e uma melhor concordância no pé dos cordões.

Sendo assim apenas estas quatro séries foram consideradas na análise do comportamento nos ensaios mecânicos.

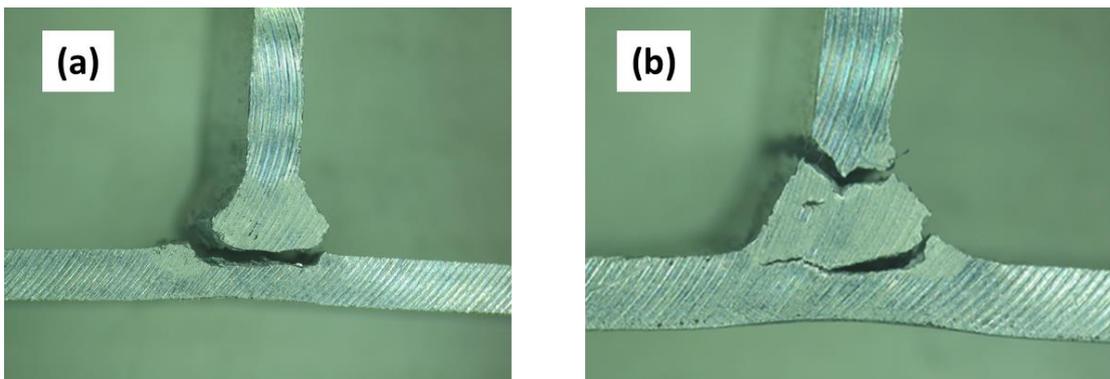
### 4.4.1. Ensaios de Arrancamento

Na Figura 4.15 estão presentes as cargas de rotura dos provetes das séries de soldadura, sendo possível observar a carga média e a dispersão de valores entre os dois provetes usados em cada uma delas. A maior carga deu-se na série 52 apesar de, como observado anteriormente, os cordões de soldadura não se tocarem, motivo que levaria a pensar que a resistência mecânica seria menor. As séries de soldaduras que se mostraram menos resistente neste caso foram a 49 e a 13, já que os seus provetes romperam com cargas mais baixas. Nestas duas series nota-se também que os provetes romperam com cargas bastante discrepantes, tendo havido na série 13 uma diferença de cerca de 2kN, quase 20% do valor da carga média desta série.



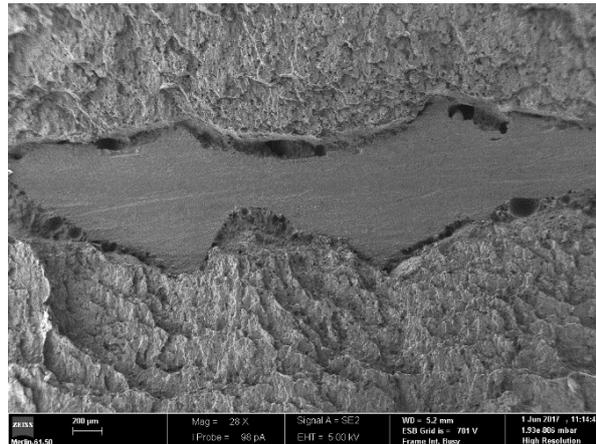
**Figura 4.15** - Cargas de rotura nos ensaios de arrancamento das várias séries

Observaram-se dois tipos de ruína nos provetes como se mostra na Figura 4.16. Na Figura 4.16 (a) tem-se o modo de ruína mais comum em que a fratura se dá ao longo da linha de fusão. Na Figura 4.16 (b) está representado o modo de ruína menos comum nos provetes estudados, tendo apenas ocorrido nos dois provetes da série 52. Neste caso a fratura inicia-se na interface *skin*/ZF, não causando, no entanto, a ruína total nesta zona, e acaba por haver rotura na linha de fusão situada na interface *stringer*/ZF. Em ambos os casos a fratura percorre a zona parcialmente fundida, indiciando que esta é uma zona com baixa resistência mecânica.



**Figura 4.16** - Vista transversal da ruína dos provetes de arrancamento

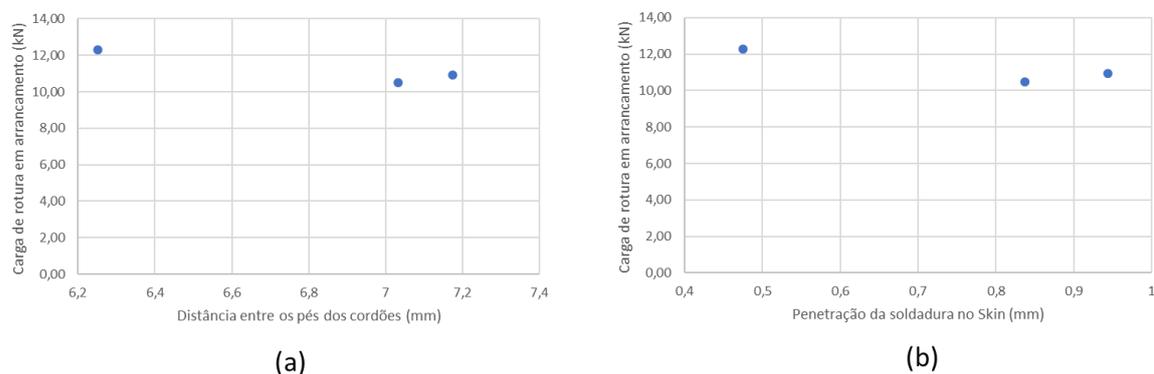
Ao analisar as superfícies de fratura observou-se que nas séries 19 e 52 havia zonas onde a penetração não era total (os cordões não se tocaram), deixando assim uma superfície do material do *skin* a descoberto, como mostra a Figura 4.17. Na série 52 tal já tinha sido observado na macrografia da amostra do conjunto soldado, tendo-se concluído agora que a falta de penetração não afetava toda a sua extensão.



**Figura 4.17** - Falta de penetração observada no ensaio de arrancamento em provetes da série 19

Como a rotura final dos provetes da série 52 se deu na interface da linha de fusão do *stringer*, esta não será considerada no estudo da influência da penetração no *skin* e distância entre pés dos cordões de soldadura no *skin*.

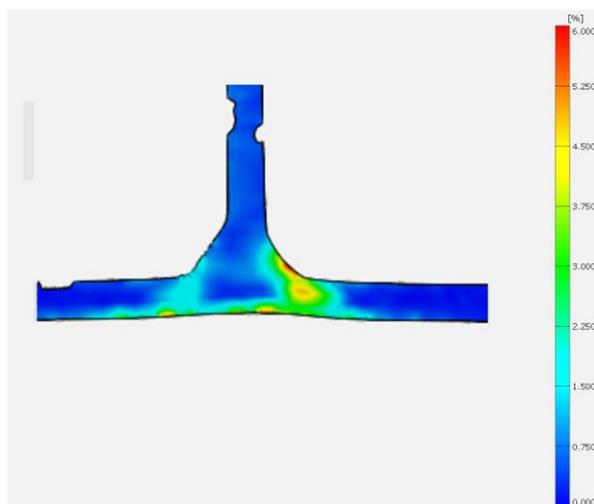
Na Figura 4.18 (a) mostra-se a influência da distância entre os pés dos cordões de soldadura na carga de rotura nos ensaios de arrancamento das várias séries. Observa-se assim que, quanto mais larga for a soldadura, menor é a carga de rotura, mesmo não sendo esta tendência muito acentuada, notando-se que, para uma variação de cerca de 1 mm (metade da espessura da chapa) a carga não variou sequer 1 kN. A Figura 4.18 (b) mostra que também a penetração não teve grande influência na carga de rotura já que se observa que quando esta aumenta em cerca de 0,5 mm, que corresponde a cerca de um quarto da espessura da chapa, a carga de rotura não diminuiu sequer 1 kN.



**Figura 4.18** - Influência da distância entre os pés dos cordões (a) e penetração da soldadura no *skin* (b) na carga de rotura nos ensaios de arrancamento

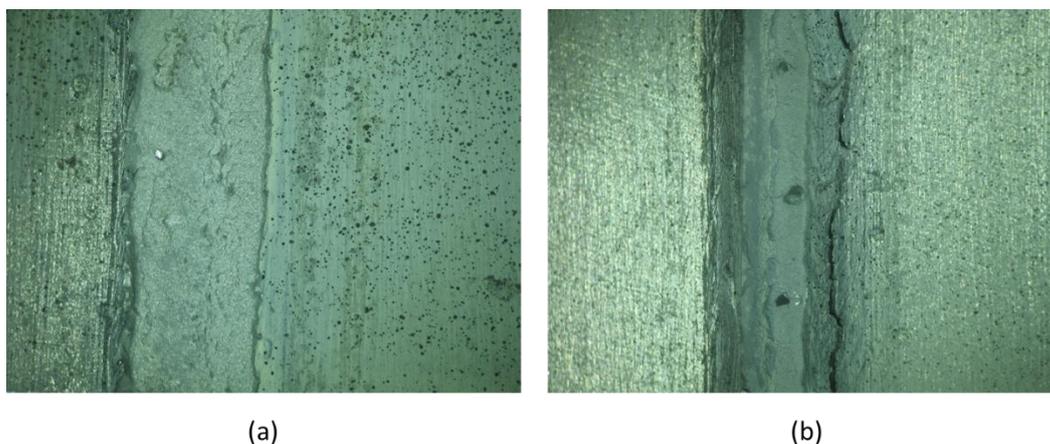
Na Figura 4.19, onde está representado o campo de deformações obtido através do *Aramis*, observa-se que as maiores deformações se dão junto do pé do cordão de

soldadura, que leva a concluir que este também seja o local onde há maior concentração de tensões. Assim é de crer que seja no pé da soldadura que a fratura tem o seu início, percorrendo de seguida a zona parcialmente fundida e resultando na ruína do provete.



**Figura 4.19** - Campos de deformações no instante antes da fratura (série de soldaduras 13)

A superfície de fratura do primeiro modo de falha é visível na Figura 4.20 (a) que mostra que a fratura se propagou entre os dois pés de soldadura, apanhando toda a extensão da ZPF do *skin*. Na Figura 4.20 (b) observa-se o modo de falha dos provetes da série 52, os quais partiram junto ao *stringer*. Aí é possível observar que a fratura percorreu um plano em que apanhou vários macroporos, tendo sido este certamente o motivo da rotura fora do normal. Relembra-se, no entanto, que a carga de rotura desta série foi a mais alta, podendo isto significar que a ZPF do *skin* das soldaduras desta série era mais resistente.



**Figura 4.20** - Vista de topo das superfícies de fratura nos ensaios de arrancamento: (a) primeiro modo de falha; (b) segundo modo de falha

Na Figura 4.21 ilustra-se a superfície de fratura recorrendo ao SEM (*Scanning Eletron Microscope*) do primeiro modo de falha. A partir desta figura conclui-se que a zona junto à linha de fusão, local onde este tipo de falha ocorre, está repleta de microporos que se devem à solidificação quase instantânea desta zona durante a soldadura, que faz com que as bolhas de hidrogénio não tenham tempo de se libertar deste local.

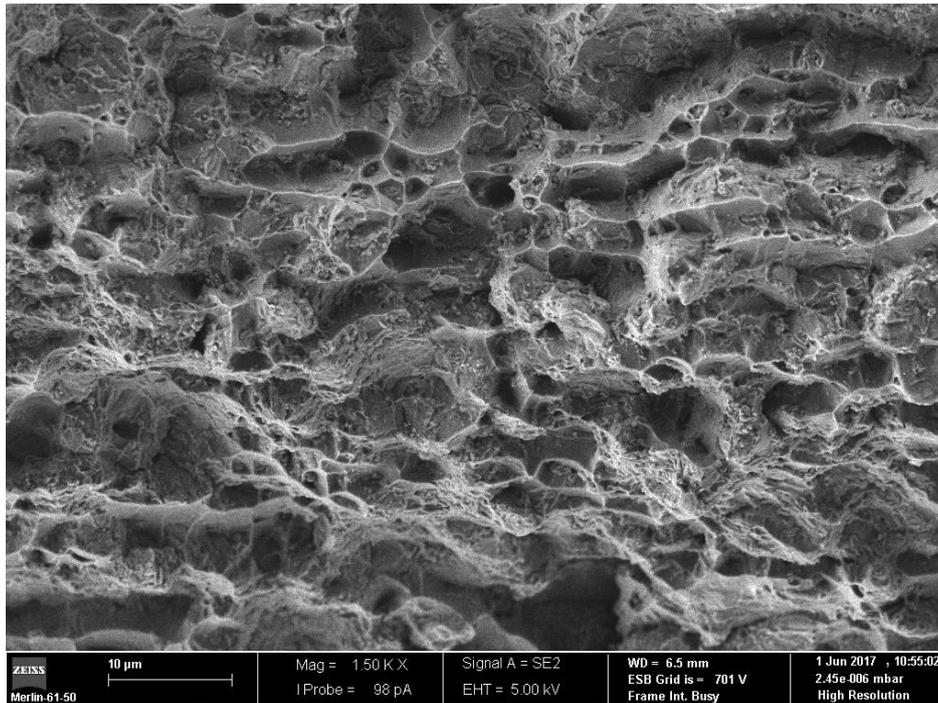
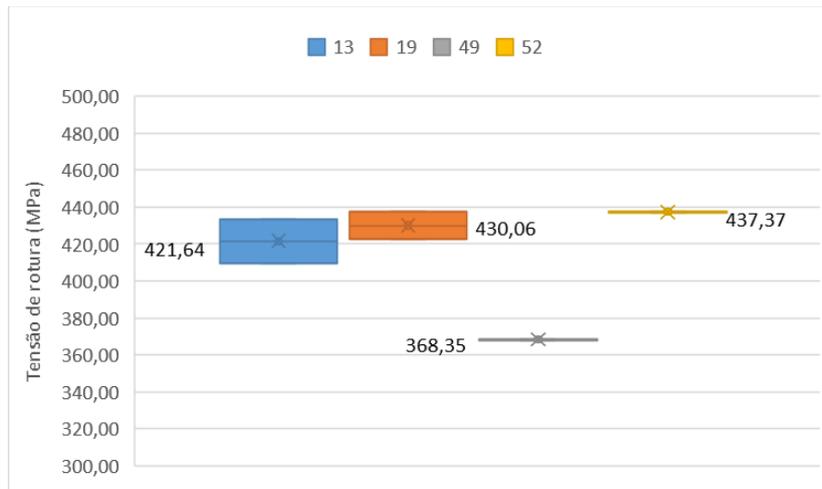


Figura 4.21 - Micrografia da superfície de fratura do primeiro modo de falha em arrancamento

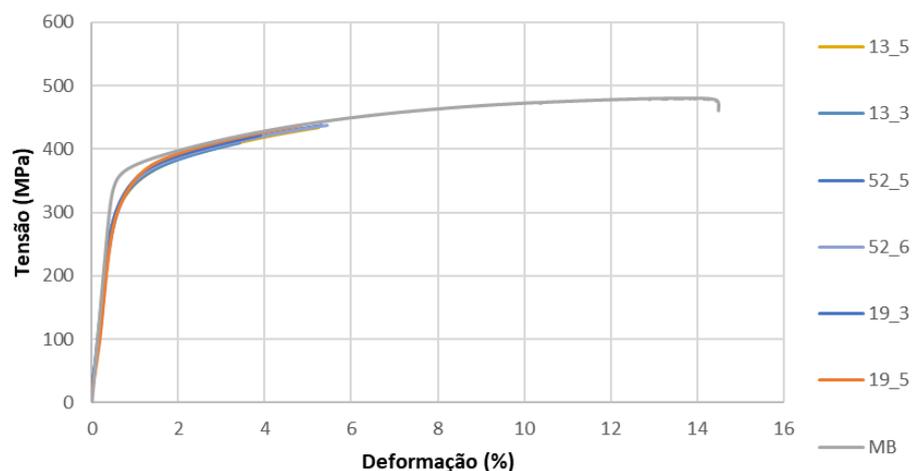
#### 4.4.2. Ensaios de Tração

No ensaio de tração, mais uma vez, a série 52 mostrou ser a mais resistente e a série 49 a que os respetivos provetes partiram com tensões menores, como se observa na Figura 4.22. O estudo do comportamento nos ensaios de tração foi feito tendo em conta a tensão nominal no *stringer*, considerando como secção transversal a do *skin*, secção esta perpendicular à direção de solicação, já que em todos os casos a ruína se deu no pé do cordão da soldadura.



**Figura 4.22** - Tensões de rotura obtidas nos ensaios de tração

As curvas tensão-deformação dos provetes das várias séries, excetuando a 49 por corrompimento de dados, obtidas nos ensaios de tração podem ser observadas na Figura 4.23, onde estas são comparadas com a curva do material base. Todas as curvas estão sobrepostas, pelo que se conclui que o comportamento à tração é semelhante estendendo-se, no entanto, umas mais que outras devido às diferentes tensões de rotura obtidas. Comparando com a curva do material base nota-se que o comportamento é semelhante, divergindo apenas na zona de transição para o regime plástico, que no material base se dá de forma mais brusca. A tensão de escoamento, por outro lado, diminuiu em relação ao material base, passando de cerca de 350 MPa para cerca de 300 MPa, uma redução na ordem dos 14%.



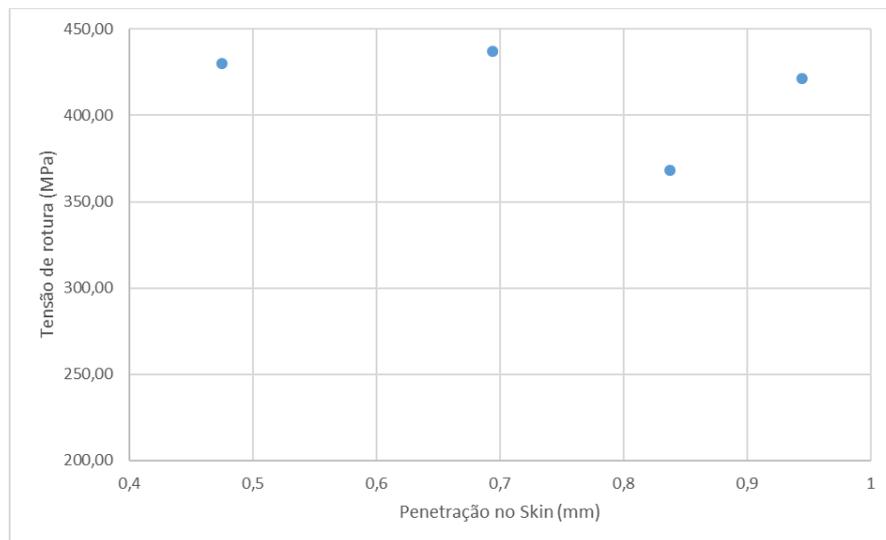
**Figura 4.23** - Comparação do gráfico tensão-deformação do material base com as curvas obtidas no ensaio de tração das várias séries

Na Figura 4.24 observa-se que a fratura nos ensaios de tração se iniciou junto ao pé de um dos cordões de soldadura e percorreu a linha de fusão até certo ponto, propagando-se de seguida ao material base, ocorrendo aí uma falha do tipo dúctil, já que a superfície de fratura descreve um ângulo de cerca de  $45^\circ$  com a direção de sollicitação.



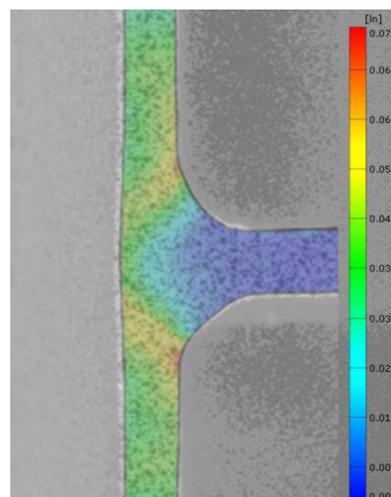
**Figura 4.24** - Modo de ruína dos provetes nos ensaios de tração

Na Figura 4.25 compara-se o valor da tensão de rotura com a profundidade da penetração da soldadura no *skin*. Excetuando o caso do ponto de menor tensão, que corresponde à série 49, a tensão mantém-se aproximadamente constante com a variação do valor da penetração, notando-se que a série cuja penetração é menor tem aproximadamente a mesma tensão de rotura que a série com mais do dobro da penetração desta última. Assim conclui-se que, ao contrário do que era expectável, a penetração não tem qualquer influência na resistência mecânica das soldaduras no que toca aos ensaios de tração. Uma das justificações será que a soldadura, ao mesmo tempo que penetra no *skin*, retirando resistência ao material base, confere também um aumento de volume nessa zona, aumentando aí a área transversal.



**Figura 4.25** - Variação da tensão de rotura com a penetração da soldadura no *skin*

Na Figura 4.26 observa-se que as maiores deformações se dão nas zonas junto dos pés dos cordões e nas zonas circundantes da linha de fusão. Assim sendo é de esperar que na zona dos pés dos cordões haja uma maior concentração de tensões, até porque é nesta zona que se inicia a ruína dos provetes. Esta é então uma zona de maiores tensões e menor resistência. Sendo assim pode-se concluir que, na ruína da junta soldada quando sujeita a tração na direção do *skin*, o fator que deverá influenciar mais a resistência mecânica será a geometria do cordão no pé da soldadura.



**Figura 4.26** - Campo de deformações no provete de tração no instante antes da rotura

### 4.4.3. Ensaio de Fadiga

Todos os provetes ensaiados à fadiga fraturaram no pé de um dos cordões de soldadura, geralmente aquele que tivesse a pior qualidade superficial no cordão, dando-se a fratura num normal perpendicular à direção da aplicação da carga.

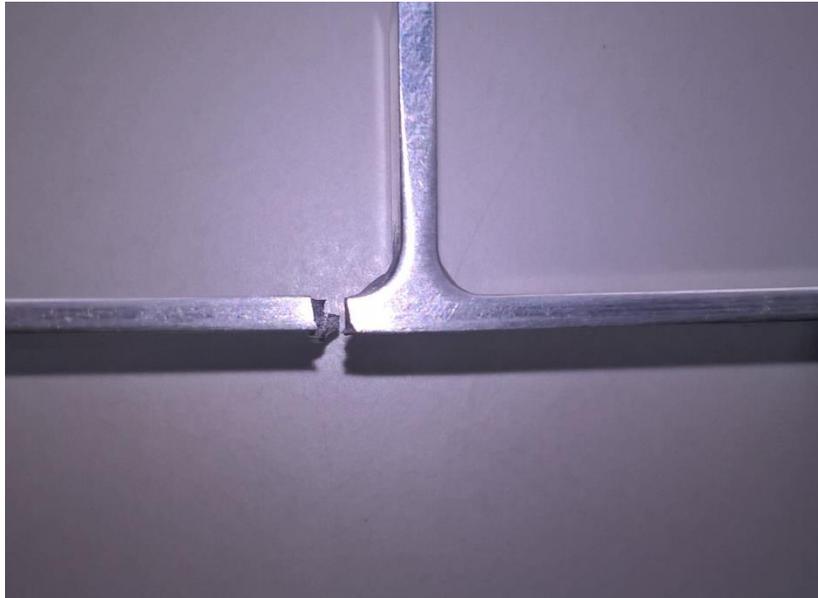


Figura 4.27 – Fratura observada nos provetes usados nos ensaios de fadiga

As curvas S-N foram determinadas a partir da vida total dos provetes e da amplitude de tensão nominal, calculada na secção transversal do *skin*. Estes valores geraram então uma dispersão de pontos que foram inseridos num gráfico de escala bi-logarítmica e as relações tensão-número de ciclos foram ajustadas pelo método dos mínimos quadrados usando uma linha de tendência de tipo potência do tipo:

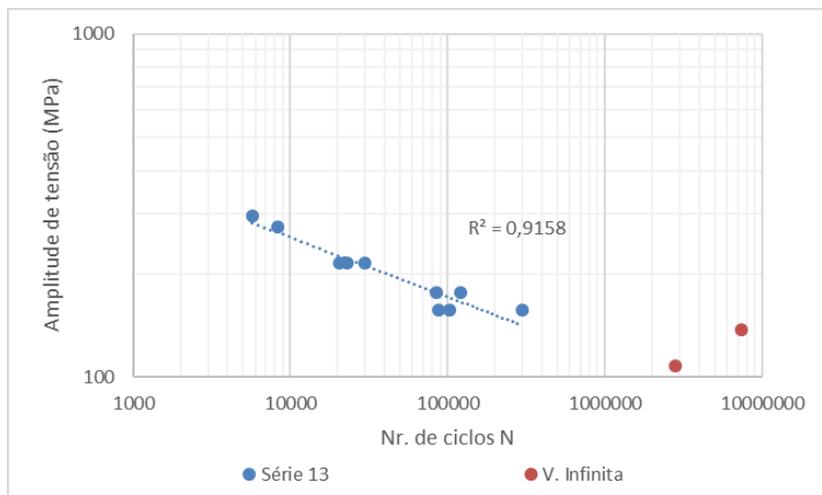
$$\Delta\sigma = CN^b \quad (4.1)$$

sendo  $N$  o número de ciclos à rotura,  $C$  o coeficiente de resistência à fadiga e  $b$  o expoente de resistência à fadiga que influencia o declive da curva.

#### 4.4.3.1. Curvas S-N Com Base na Tensão Nominal

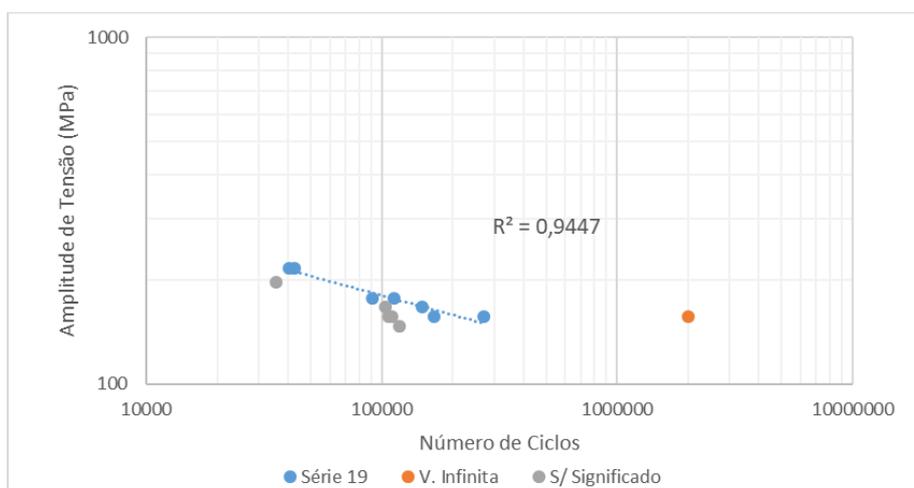
Na série 13 não houve grande dispersão dos resultados já que, como se observa na Figura 4.28, todos os dez provetes que partiram foram usados na construção da curva, obtendo um coeficiente de determinação ( $R^2$ ) bastante satisfatório de cerca de 92%. Abaixo da tensão de 160 MPa nenhum provete partiu, sendo que destes o que teve a vida mais longa rompeu pouco antes dos 300 000 ciclos, valor aquém do que era esperado para vida infinita.

Os pontos considerados como tendo vida infinita são aqueles que passaram os 2 milhões de ciclos não atingiram a rotura.



**Figura 4.28** - Resultados dos ensaios de fadiga da série de soldaduras 13

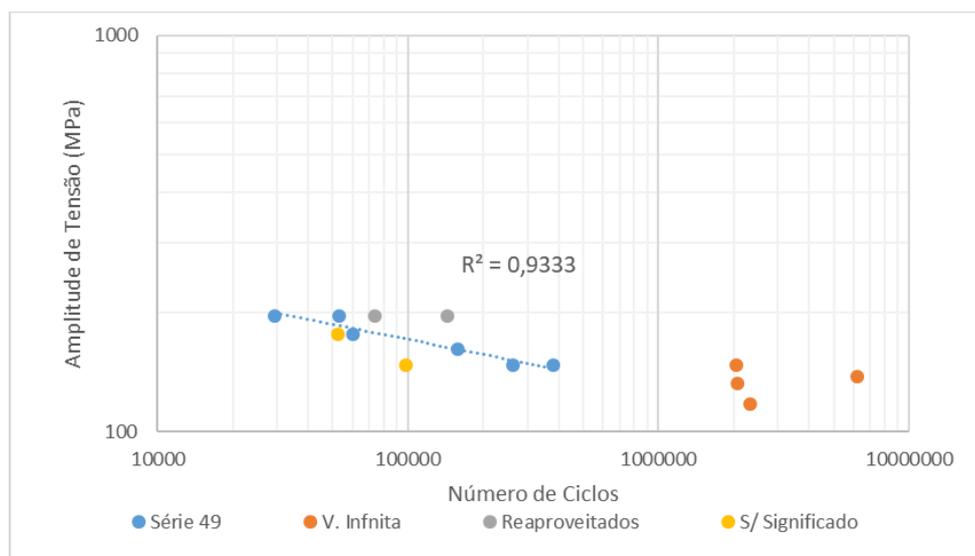
A série 19 foi a que obteve um maior coeficiente de determinação (superior a 94%), no entanto a Figura 4.29 mostra que muitos destes pontos não foram aproveitados para a construção da curva, já que fugiam muito à tendência. O provete que partiu com menor carga não foi aproveitado, já que rompeu com muito menos ciclos que outros ensaiados com tensões superiores, tendo um comportamento fora do espetável. Aquele que rompeu então com o maior número de ciclos (cerca de 280 000) fê-lo com uma tensão pouco inferior a 160 MPa.



**Figura 4.29** - Resultados dos ensaios de fadiga da série de soldaduras 19

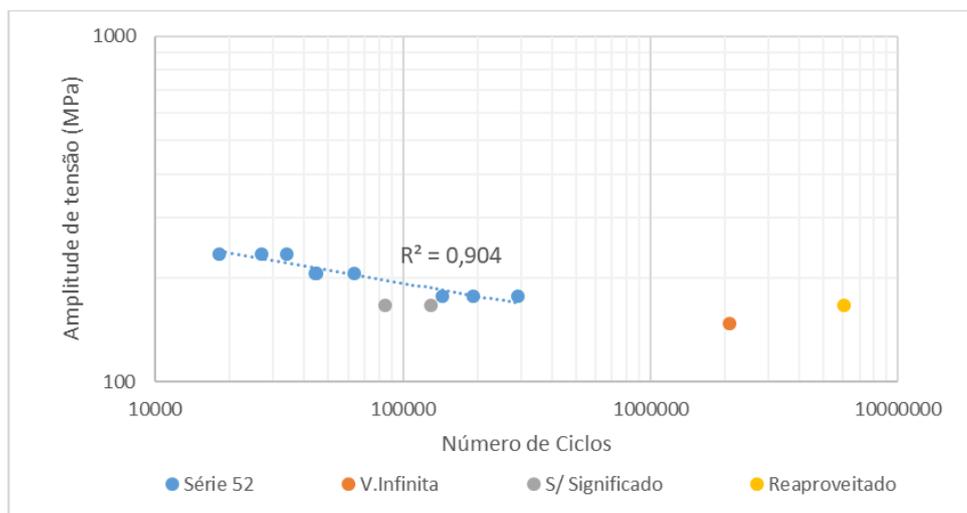
A série de soldaduras 49 foi a que teve um comportamento mais estranho. Na Figura 4.30 observa-se logo que à menor tensão a que houve rotura de provetes, outros houve

que ultrapassaram os dois milhões de ciclos. Nesta série está inserido o provete que sofreu ruína com maior número de ciclos, chegando quase aos 400 mil com uma tensão nominal de cerca de 150 MPa, sendo esta a única série com provetes a romper numa tensão tão baixa (relativamente às outras séries). Os dois pontos a cinza, ensaiados com a maior tensão aplicada, correspondem a provetes reaproveitados após ultrapassarem os 2 milhões de ciclos a tensões mais baixas e os resultados são intrigantes porque ambos romperam com um número de ciclos bastante superior à dos provetes que tinham sido sujeitos somente a esse nível elevado de tensão. Tal facto poderá indicar que nos provetes, a baixas tensões, não havendo ruína, também não ocorre iniciação de fendas causando um aumento da resistência mecânica ou um alívio de tensões residuais, o que poderá levar a que estes alcancem depois uma vida superior nos ensaios com a tensão mais elevada.



**Figura 4.30** - Resultados dos ensaios de fadiga da série de soldaduras 49

Na Figura 4.31 tem-se os resultados da série 52, a qual obteve a maior resistência à fadiga entre as quatro séries, com quase 300 mil ciclos para uma tensão de 180 MPa. Observa-se, no entanto, a cinzento, os resultados obtidos por dois provetes que romperam abaixo desta tensão, mas com um número de ciclos muito fora daquilo que era a tendência. A rotura precoce nestes dois provetes deve ter ocorrido devido a defeitos na soldadura já que ambos foram cortados quase na extremidade do conjunto soldado, sendo eles adjacentes e a essa mesma tensão houve um provete que chegou quase aos 6 milhões de ciclos sem ter havido rotura.



**Figura 4.31** - Resultados dos ensaios de fadiga da série de soldaduras 52

Na Figura 4.32 observa-se que as curvas das séries 52 e 49 têm aproximadamente o mesmo declive e as séries 13 e 19 têm também declives semelhantes, mas mais acentuados que as outras duas, comprovando-se também no valor do expoente das equações dessas curvas. O valor do expoente, além de nos dar o declive, permite também analisar o mecanismo de ruína. Para valores de  $b$  (que como visto anteriormente representa o valor do expoente na equação (4.1)) inferiores a  $-0,25$  (em módulo), que se verifica em todas as curvas, a fase de iniciação é predominante no processo da ruína por fadiga. Quanto menor for o declive, mais dominante é a fase de iniciação em comparação com a de propagação. Comparando as curvas com declives iguais conclui-se que a série 52 apresenta uma melhor resistência à fadiga que a série 49 e a série 19 apresenta melhor resistência que a série 13 já que para uma mesma tensão o número de ciclos até à rotura é maior (a curva mais alta apresenta melhor resistência). Como as curvas 19 e 52 apresentam diferentes declives é difícil compará-las, mas observando o gráfico, caso se estendessem as curvas e a tendência se mantivesse, para tensões mais altas (e logo menor número de ciclos) a série 19 parece ser a mais resistente, mas se houver uma exigência de um número de ciclos maior, o que é o caso, a série 52 é a melhor, tal como nos ensaios de tração e arrancamento, já que suporta maiores tensões para o mesmo número de solicitações.

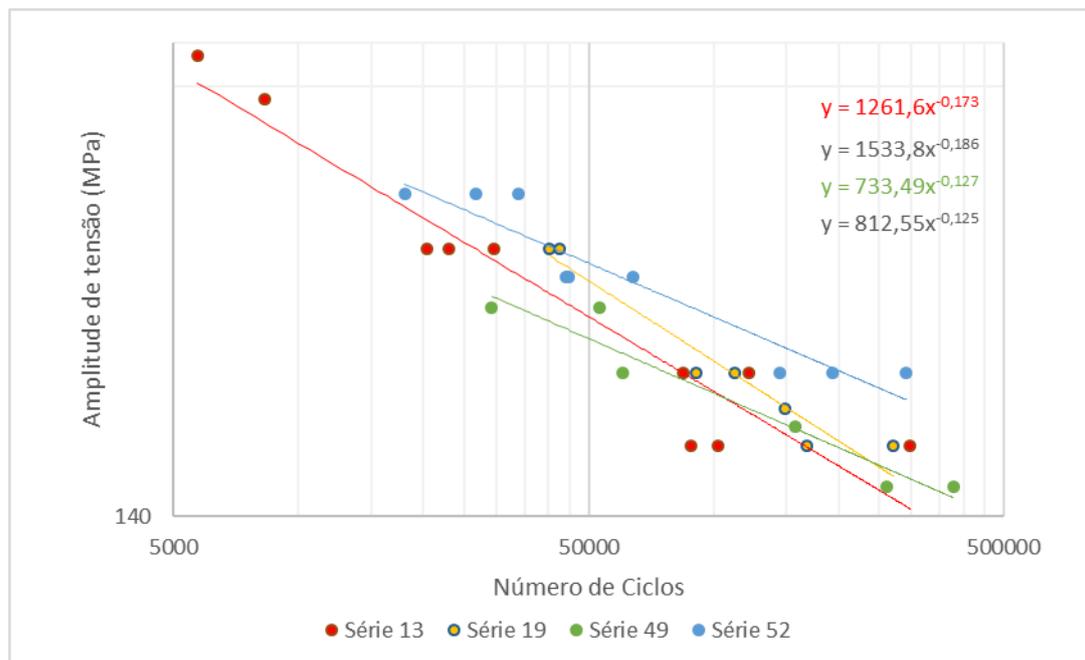


Figura 4.32 - Comparação das curvas S-N de tensão nominal das várias séries

#### 4.4.3.2. Análise por Elementos Finitos

O comportamento à fadiga atrás estudado é baseado na tensão nominal. No entanto essa não é a tensão que ocorre na zona do pé do cordão da soldadura, onde a fratura do provete se iniciou. Este estudo tem, por isso, como objetivo comparar as curvas S-N usando a tensão efetiva (ou local) em detrimento da tensão nominal. Para tal teve de se obter os fatores de concentração de tensões estático ( $K_t$ ) e dinâmico ( $K_f$ ) para cada um dos provetes de fadiga.

##### 4.4.3.2.1. Variação do Fator de Concentração de Tensões Estático ( $K_t$ )

Em primeiro lugar estudou-se a influência de vários fatores na variação do  $K_t$ . Como se observa na Figura 4.33 (a), o módulo de elasticidade não teve influência no valor do  $K_t$  e assim, posteriormente, foi usado o modelo de peça única de modo a simplificar a análise. Observa-se ainda que os valores de  $K_t$  neste caso são diferentes dos restantes e tal ter-se-á devido à qualidade inferior da malha na zona da junção dos vários componentes. A tensão de solicitação foi outro fator a ser estudado já que, como visto anteriormente, os provetes deixaram de partir a um número de ciclos bastante inferior ao que era espetável, no entanto, a Figura 4.33 (b) mostra que com a variação de carga, o nível de concentração de tensões observado não varia. A Figura 4.33 (c) mostra que a distância entre pés de soldadura é outro fator que não tem qualquer influência no valor do  $K_t$ . Finalmente, na Figura

4.33 (d), observa-se que o valor de  $K_t$  diminui com o aumento do raio de concordância seguindo uma curva logarítmica, tal como era de esperar, já que um maior raio de concordância significa uma descontinuidade geométrica mais suave, concentrando menos tensões nesse local. Por regressão linear foi possível quantificar esta variação com boa aproximação (como se pode ver tem-se um fator de determinação ( $R^2$ ) de cerca de 99,7%) e mais tarde calcular o valor do  $K_t$  para cada um dos provetes.

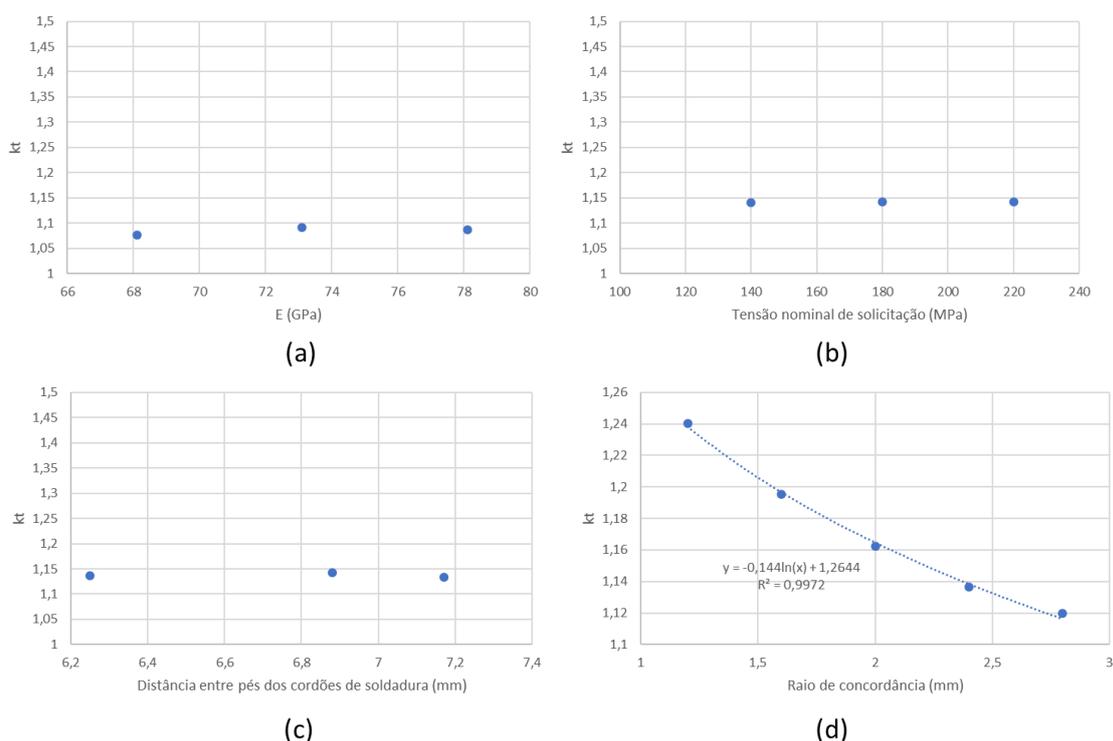


Figura 4.33 - Variação do valor do  $K_t$  com (a) módulo de elasticidade do material de adição, (b) tensão aplicada, (c) distância entre os pés dos cordões, (d) raio de concordância

#### 4.4.3.3. Curvas S-N Com Base na Tensão Efetiva

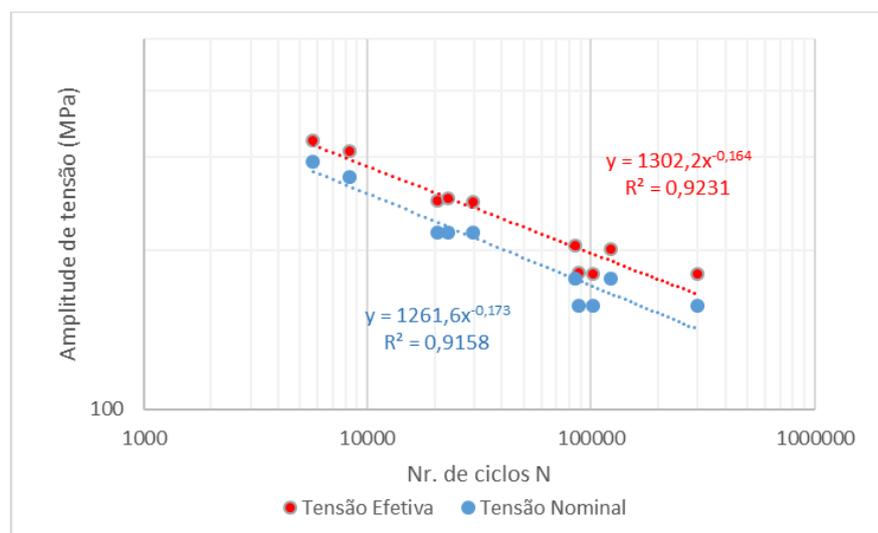
O valor do  $K_t$  não pode ser usado diretamente neste caso, já que o ensaio de fadiga se trata de um ensaio onde existem solicitações dinâmicas. O fator de concentração de tensões de fadiga  $K_f$  é então calculado em função do fator concentração de tensões estático  $K_t$  e do raio de concordância do pé da soldadura utilizando a equação (4.2) (equação de Peterson)

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \left(\frac{a}{\rho}\right)} \quad (4.2)$$

Sendo  $a$  uma constante do material ( $a=0,51$  mm para alumínios) e  $\rho$  o raio de concordância.

Na Figura 4.34 observa-se a comparação das curvas S-N da série 13 com base nas tensões nominal e efetiva. À primeira vista vê-se que, ao aplicar o fator de concentração de tensões dinâmico, apenas se faz notar uma translação ascendente da curva, que seria de esperar já que a tensão efetiva é maior que a nominal em locais de concentração de tensões. Isto aconteceu para todas as séries de soldadura. Para além disso conclui-se que a utilização da tensão local pouco influenciou na aproximação da linha de tendência, já que o fator de correlação ( $R^2$ ) aumentou muito pouco, tendo diminuído, até, nas séries 49 e 52.

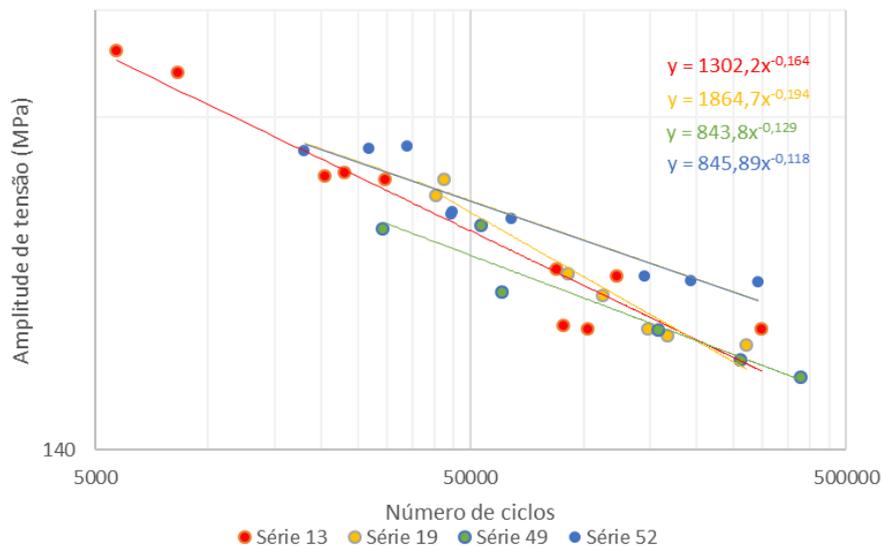
Sendo assim conclui-se que a dispersão de pontos, ou seja, a disparidade do comportamento dos diferentes provetes de uma mesma série, não se deve a fatores geométricos já que, se fosse esse o caso, os pontos onde foi aplicada a influência do fator de concentração de tensões, deveriam apresentar uma maior convergência aumentando de forma mais significativa o fator de determinação  $R^2$ .



**Figura 4.34** - Comparação das curvas S-N da série 13 com base nas tensões nominal e efetiva

#### 4.4.3.4. Comparação das Curvas S-N

Na Figura 4.35 observa-se que a disposição relativa das curvas S-N de tensões locais das várias séries se assemelha às das tensões nominais (Figura 4.32). No entanto observa-se que as retas das séries 49 e 52 (a verde e azul, respetivamente), que antes eram praticamente paralelas, começaram a divergir com o aumento do número de ciclos e, para o caso das séries 13 e 19, que também se mostravam paralelas nas curvas de tensão nominal, o comportamento foi contrário, observando-se que as curvas convergiram, intercetando mesmo por volta dos 200 000 ciclos.



**Figura 4.35** - Comparação das curvas S-N de tensão efetiva das várias séries

Reforçando essa ideia observa-se na Tabela 4.1 o declive das curvas de tensão efetiva (por comparação de valores da coluna do expoente  $b$ ) é maior no caso das séries 19 e 49 que na curva de tensão nominal, acontecendo o oposto nas restantes séries sendo, no entanto, esta variação quase desprezável, variando o valor de  $b$  apenas na ordem das milésimas.

O aspeto mais importante a reter na análise da Tabela 4.1 é, no entanto, a variação da discrepância entre as curvas das várias séries nos casos de tensão nominal e local. Como se observa nas colunas sombreadas a azul, para uma vida de 5000 ciclos, a maior tensão nominal dá-se na série 19, seguida das séries 13, 52 e 49 cujas tensões são, respetivamente, 8%, 11% e 21% menores que a da primeira série. No caso da tensão local observa-se também que a série 19 é seguida das séries 13, 52 e 49, havendo um decréscimo de cerca de 8%, 13% e 21% em relação à primeira. Observa-se aqui que para um baixo número de ciclos a diferença de comportamento entre as várias séries se manteve. Para uma vida total de 100 000 ciclos tanto a tensão nominal como a tensão efetiva foram maiores na série 52 seguida das séries 19, 13 e 49. Os valores da tensão nominal das séries 19, 13 e 49 foram, por esta ordem, menores em 6%, 11% e 12% que a da série 52 e no caso das tensões locais esta diminuição foi de, respetivamente, 8%, 9% e 12%. Assim se observa que o comportamento relativo das várias séries se manteve também para um número de ciclos de vida total elevado.

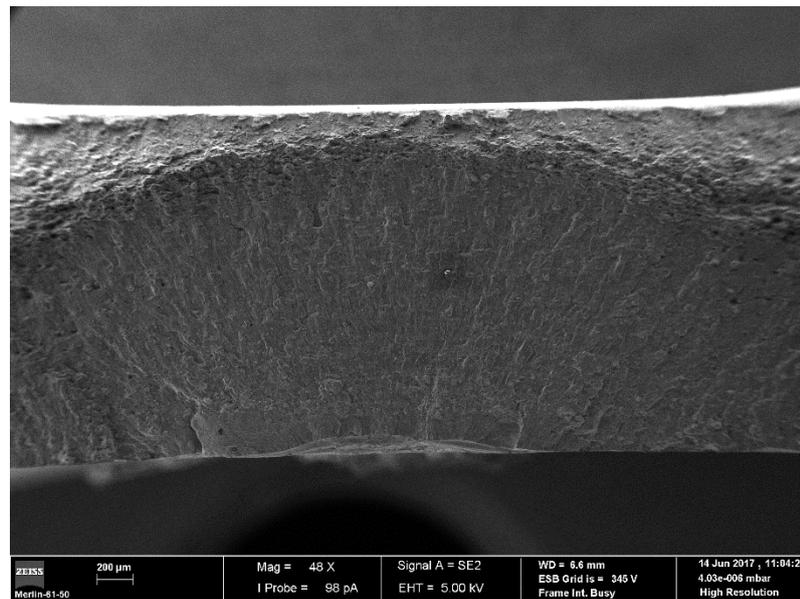
Caso os fatores geométricos fossem a causa da discrepância dos resultados entre as várias séries de soldadura, seria de esperar que ao aplicar o fator de concentração de tensões, as curvas S-N tendessem a colapsar numa só, ou pelo menos tendessem a aproximarem-se, mas isso não aconteceu. Conclui-se assim que a geometria no pé dos cordões não foi a causa do diferente comportamento das várias séries nos ensaios de fadiga, restando assim a presença de defeitos superficiais na zona do provete onde houve ruína como principal justificação para este problema.

**Tabela 4.1** - Comparação das tensões nominais e efetivas de rotura para as várias séries a 5000 e 100000 ciclos de vida total

	Série	c	b	N=	5000	Diferença % ao	100000	Diferença % ao
					$\Delta\sigma$ (MPa)	maior valor	$\Delta\sigma$ (MPa)	maior valor
Tensão Nominal	13	1261,6	-0,173		289,07	8,12%	172,16	10,65%
	19	1533,8	-0,186		314,60	0,00%	180,21	6,48%
	49	733,49	-0,127		248,67	20,96%	169,98	11,78%
	52	812,55	-0,125		280,21	10,93%	192,69	0,00%
Tensão Efetiva	13	1302,2	-0,164		322,14	9,84%	197,10	9,35%
	19	1864,7	-0,194		357,28	0,00%	199,81	8,10%
	49	843,8	-0,129		281,24	21,28%	191,09	12,11%
	52	845,89	-0,118		309,62	13,34%	217,43	0,00%

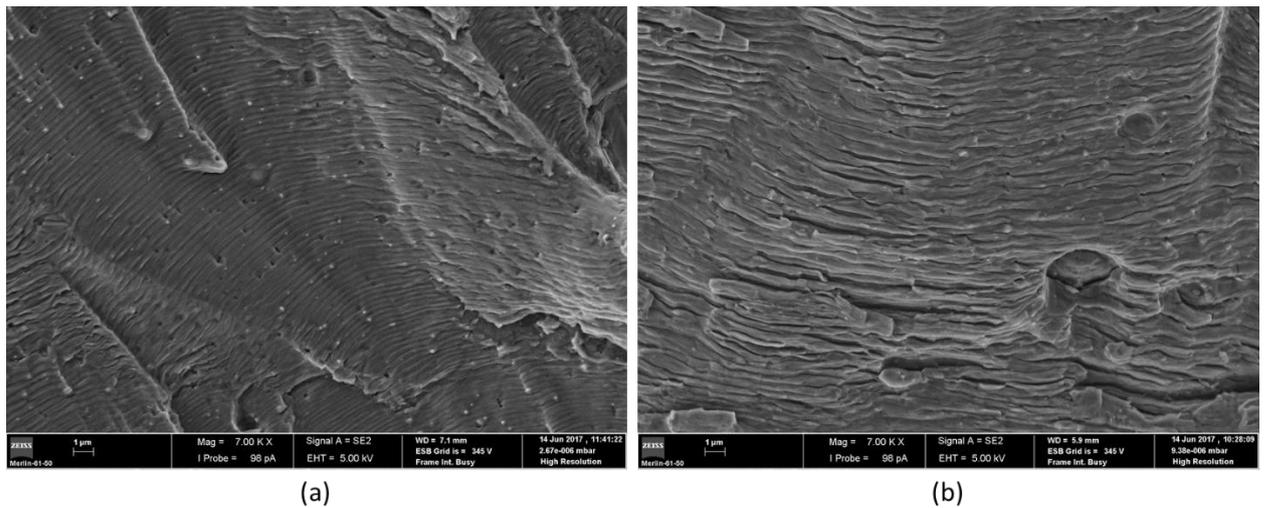
#### 4.4.3.5. Análise da Superfície de Fratura

De uma forma geral a ruína dos provetes deu-se de forma semelhante, sendo a morfologia da aparência da superfície de fratura comum a todas elas, com a iniciação da fratura a ter lugar no pé do cordão. Como se observa na Figura 4.36, a fratura deu-se segundo a direção normal à direção da aplicação da carga adquirindo um aspeto liso, não apresentando sinais de deformação plástica, formando uma forma semi-elíptica em torno do local onde se deu a sua iniciação, nomeadamente o pé do cordão de soldadura. Na zona mais distante da de iniciação observa-se a zona de fratura final onde se nota mais instabilidade, sendo caracterizada pelo aspeto de fratura dúctil.



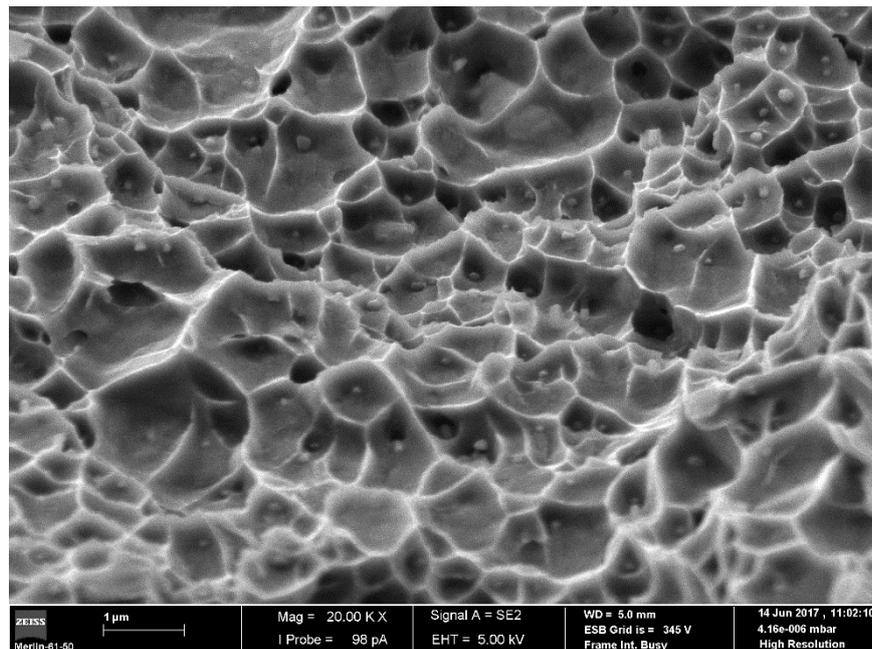
**Figura 4.36** – Representação macroscópica da superfície de fratura dos provetes nos ensaios de fadiga (Série 13)

Na Figura 4.37 pode observar-se que a propagação da fenda ocorre através do mecanismo de estrias de fadiga, sendo a distância entre duas estrias o incremento do comprimento da fenda após cada ciclo de carga. Na Figura 4.37 (a) observa-se, então, uma menor velocidade de propagação medindo-se uma distância de cerca de  $0,3 \mu\text{m}$  entre estrias, apresentado uma superfície mais suave. Na Figura 4.37 (b) a superfície é mais rugosa, notando-se que a propagação da falha se deu de forma mais rápida. Nesta zona a distância entre estrias de fadiga é de cerca de  $0,8 \mu\text{m}$ , evidenciando uma maior velocidade de propagação, que se espera que aumente com o aumento da dimensão da fenda. Do lado direito desta figura é visível ainda o arrancamento de material que provavelmente pertencia a grãos de material, em torno dos quais é evidente o encurvamento das linhas de estriação, evidenciando que estes pontos foram causadores de um atraso na propagação da fenda.



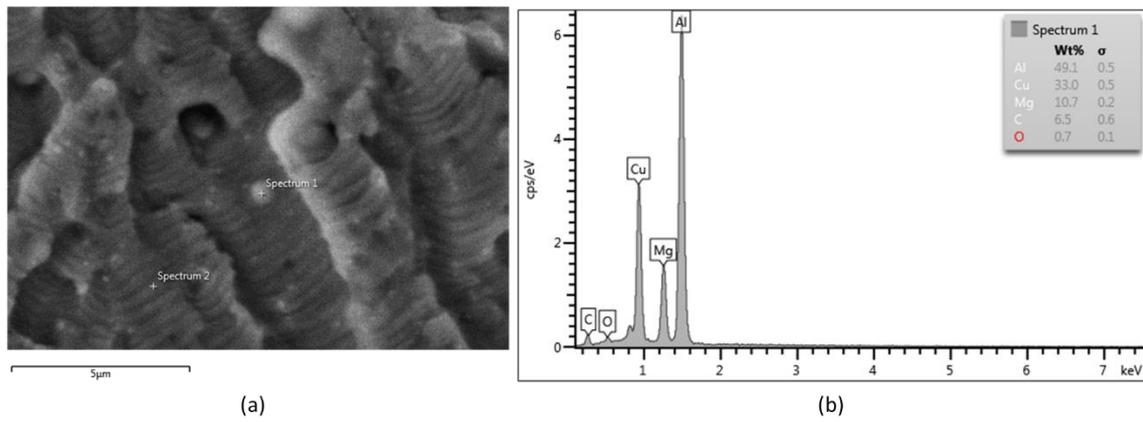
**Figura 4.37** - Micrografia das superfícies de fadiga (a) Estrias de fadiga para uma menor velocidade de propagação da fenda e (b) para uma maior velocidade de propagação (b) (séries 49 e 19, respetivamente)

Na Figura 4.38 observa-se a zona onde se dá a fase final da rotura por fadiga onde se evidencia o aspeto de fratura dúctil, através do mecanismo de coalescência de vazios.



**Figura 4.38** - Micrografia da zona de fratura dúctil no fim da propagação da fenda

Nas várias figuras observaram-se pontos mais claros, que representam a presença de precipitados. Na Figura 4.39 (a) está presente, no centro, um desses precipitados. Através da Figura 4.39 (b) conclui-se que esses precipitados são ricos em cobre, elemento de liga principal da liga AA2024, através da qual se deu a ruína. Assim conclui-se que nesta zona, que corresponde à zona termicamente afetada, se deu a precipitação de elementos da liga com dimensões consideráveis, pouco superiores a 0,5  $\mu\text{m}$ .



**Figura 4.39** – (a) Representação da microestrutura da superfície de fratura onde se observa a presença de precipitados, (b) Composição química dos precipitados

## 5. CONCLUSÃO

Os parâmetros do processo de soldadura tiveram influência na morfologia dos cordões de soldadura. A distância entre os pés dos cordões aumenta quando se diminui o ângulo de incidência do feixe laser, quando se aumenta o diâmetro do spot ou quando se diminui a velocidade do processo de soldadura. A penetração da soldadura no *skin* aumentou com a diminuição da distância do feixe laser ao *skin* e com o aumento da densidade de potência do feixe, no entanto quando se variou o ângulo de incidência o comportamento não seguiu uma tendência, observando-se que para uma maior distância do feixe ao *skin*, aumentando o ângulo de incidência, a penetração aumentou, mas o oposto aconteceu quando o feixe incidiu na zona de interseção do *skin* com o *stringer*.

Recorrendo à microscopia ótica foi possível observar a morfologia do cordão de soldadura, distinguindo as várias zonas que a compõem, nomeadamente a zona fundida (ZF) e a zona parcialmente fundida (ZPF), não sendo possível distinguir visualmente a zona termicamente afetada (ZTA), já que tem a mesma aparência do material base (MB). Na ZF observam-se três zonas principais: junto à fronteira com a zona parcialmente fundida os grãos crescem com a forma de dendrites colunares devido ao arrefecimento rápido; à medida que nos aproximamos do centro do cordão os grãos adquirem uma forma mais circular; por último, na junção dos dois cordões tem-se uma zona onde a refusão de material criou uma estrutura de grão mais refinado.

A ZF é também a zona da soldadura onde há aparecimento de defeitos, como os poros que se observaram em todas as séries de soldadura. Nas séries onde a densidade de potência foi maior tanto o calibre dos poros como a sua densidade foram também maiores. A ocorrência de poros aumentou também com o aumento do ângulo de incidência do laser.

Não foi observada, no entanto, fissuração a quente, que normalmente ocorre nestas ligas de alumínio, concluindo-se que o uso da liga AA4047 como material de adição foi benéfico neste ponto.

Analisando os perfis de microdureza foi possível distinguir mais uma vez as várias zonas da soldadura, como a ZF, a ZTA e o MB, a ZPF não foi identificada devido à sua muito baixa espessura. Na ZF foi onde se observou a maior perda de dureza, rondando

21% em relação ao MB do *skin*. Na ZTA do *skin* identificam-se duas zonas diferentes, que se devem ao gradiente térmico: nas vizinhanças da ZF a dureza medida foi semelhante à do material base, já que os precipitados endurecedores se dissolveram e voltaram a precipitar, havendo novo tratamento térmico devido às temperaturas próximas da de fusão; numa zona mais afastada, sujeita a menores temperaturas, houve uma perda de dureza de cerca de 6% devido ao sobre-envelhecimento da liga. No perfil de durezas ao longo do *stringer* a perda de dureza na ZTA foi bastante superior, rondando os 21%. Notou-se mais uma vez uma zona de reprecipitação, havendo uma zona mais próxima da ZF cuja dureza obteve maiores valores, no entanto esta zona não foi tão evidente como no material do *skin*, não se tendo, neste caso, observado valores próximos dos da dureza do MB.

Nos ensaios estáticos observou-se que nem a carga de rotura (no caso do ensaio de arrancamento) nem a tensão de rotura (no ensaio de tração) foram significativamente influenciados pela distância entre os pés dos cordões de soldadura e pela penetração desta no *skin*. Observou-se, no entanto, que em ambos os casos foi na zona do pé do cordão de soldadura que a ruína dos provetes se iniciou, concluindo-se que, nestes casos, a concentração de tensões provocada pela descontinuidade geométrica nesta zona aliada à perda de resistência mecânica (na ZF e ZPA) foram os fatores mais importantes na iniciação de fenda. No caso dos ensaios de tração do *skin*, a ruína iniciou-se no pé do cordão, percorreu parte da ZPF e depois atravessou o material do *skin*, descrevendo um ângulo de 45° com ele. Nos ensaios de arrancamento, na maior parte dos casos, a fenda iniciou-se no pé do cordão e propagou-se ao longo da ZPF até ao pé do cordão de soldadura oposto.

Também nos ensaios de fadiga a zona do pé do cordão de soldadura mostrou-se como a mais propícia à iniciação da fratura, já que todos os provetes romperam neste local. Em cada provete a ruína deu-se no pé do cordão cuja superfície fosse mais irregular, concluindo-se que a presença de defeitos foi também um dos principais fatores na ruína dos provetes.

As curvas S-N foram diferentes para cada uma das séries de soldadura, no entanto todas tiveram um declive bastante baixo, evidenciando que em todas as séries a fase de iniciação foi dominante em relação à de propagação. Dos provetes que romperam nos ensaios de fadiga, nenhum ultrapassou os 400 000 ciclos de carga (aquém do esperado, que se deveria aproximar do milhão de ciclos), limitando o domínio para construção das curvas S-N. Numa das séries, dois dos provetes que ao fim de dois milhões de ciclos não chegaram

a romper, foram reaproveitados e, com tensões mais altas, partiram com um número de ciclos muito superior ao dos provetes que foram logo sujeitos a essa carga. Este comportamento evidencia que as juntas soldadas podem ter ganho resistência mecânica quando sujeitos a cargas dinâmicas mais baixas, possivelmente causada pelo alívio de tensões residuais. A análise da superfície de fratura dos ensaios de fadiga mostra que a iniciação da fenda se dá no pé do cordão de soldadura e propaga-se num plano normal à direção de solicitação.

Segundo a análise de elementos finitos, o fator concentração de tensões apenas foi influenciado pelo raio de concordância na zona do pé do cordão. Comparando as curvas S-N para tensões nominais e para tensões locais de uma mesma série observa-se que esta segunda apenas sofre uma translação, não tendo grande variação nem no declive nem no fator de determinação, concluindo-se que não foram fatores geométricos que causaram a dispersão dos pontos em relação à reta. Comparando a disposição relativa das curvas S-N de cada uma das séries para os casos das tensões nominais e locais, observa-se que esta disposição não sofreu grande alteração, logo os fatores geométricos não tiveram também influência na diferença no comportamento das várias séries nos ensaios de fadiga: se fosse esse o caso, as curvas de tensão local deveriam estar mais próximas umas das outras, como que colapsando numa curva apenas. Conclui-se assim que o fator que mais influência teve no comportamento de cada uma das séries nos ensaios de fadiga terá sido a presença de defeitos na soldadura.

Por fim, interessa referir que, das séries analisadas, a 52 foi a que mostrou ter melhor resistência em todos os ensaios mecânicos, tendo maiores cargas de rotura no ensaio de arrancamento, maiores tensões de rotura nos ensaios de tração e maiores amplitudes de tensão de rotura para um maior número de ciclos nos ensaios de fadiga, ao contrário da série 49, que foi a que apresentou piores resultados.

## **5.1. Sugestões para Investigação Futura**

Ao longo da realização deste trabalho foram aparecendo questões que por limitação de tempo não puderam ser estudadas, podendo servir de tema a investigações futuras:

- Nos ensaios de fadiga os provetes parecem ter ganho resistência mecânica quando solicitados a baixas tensões. Uma das justificações será o alívio de

tensões residuais na junta soldada. Assim seria interessante fazer a análise das tensões residuais envolvidas neste tipo de junta e estudar a influência da aplicação de cargas dinâmicas nelas.

- Por limitação de tempo não foi possível realizar ensaios de fadiga para todas as séries de soldadura. Das séries onde o diâmetro do spot era de 400  $\mu\text{m}$  nenhuma delas foi usada nos ensaios de fadiga, pelo que seria interessante analisar a influência da densidade de potência no comportamento à fadiga.
- A presença de defeitos nos cordões de soldadura mostrou-se um dos fatores com maior influência no comportamento das soldaduras à fadiga. A análise das superfícies dos cordões e a construção das curvas  $\log da/dN-\Delta K$ , de modo a analisar a influência do tamanho de uma fissura (que corresponderia a um defeito) seria interessante, de modo a completar o estudo do comportamento à fadiga das juntas soldadas das várias séries.

## 6. REFERÊNCIAS

- ASM. 2017a. “Aluminum 2024-T4; 2024-T351.” <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=ma2024t4>.
- ASM. 2017b. “Aluminum 7075-T6; 7075-T651.” <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MA7075T6>.
- Branco, C. Moura, J. Martins Ferreira, J. Domingos Costa, and A. Silva Ribeiro. 2012. *Projeto de Órgãos de Máquinas*. 3ª. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian.
- Cao, X, W Wallace, J P Immarigeon, and C Poon. 2003a. “Research and Progress in Laser Welding of Wrought Aluminum Alloys. I. Laser Welding Processes.” *Materials and Manufacturing Processes* 18 (1): 1–22. doi:10.1081/AMP-120017587.
- Cao, X, W Wallace, J P Immarigeon, and C Poon. 2003b. “Research and Progress in Laser Welding of Wrought Aluminum Alloys. II. Metallurgical Microstructures, Defects, and Mechanical Properties.” *Materials and Manufacturing Processes* 18 (1): 23–49. doi:10.1081/AMP-120017587.
- Enz, J., V. Khomenko, S. Riekehr, V. Ventzke, N. Huber, and N. Kashaev. 2015. “Single-Sided Laser Beam Welding of a Dissimilar AA2024-AA7050 T-Joint.” *Materials and Design* 76. Elsevier Ltd: 110–16. doi:10.1016/j.matdes.2015.03.049.
- Katayama, Seiji, Yousuke Kawahito, and Masami Mizutani. 2010. “Elucidation of Laser Welding Phenomena and Factors Affecting Weld Penetration and Welding Defects.” *Physics Procedia* 5 (PART 2): 9–17. doi:10.1016/j.phpro.2010.08.024.
- Leigh, Barry R, and Norman Ferguson. 2002. “An Evaluation of the Physical Properties of Nd : Yag Laser Welded High Strength 6000 Series Aluminum Alloys,” 1–12.
- Mandal, N. R. 2002. *Aluminium Welding*. 1ª. Narosa Publishing house.
- Mazumder, J. 1982. “Laser Welding: State of the Art Review.” *JOM* 34 (7): 16–24. doi:10.1007/BF03338045.
- Ogle, M H, S J Maddox, and P L Threadgill. 1999. *Joints in Aluminium: INALCO '98*. Woodhead. <https://books.google.pt/books?id=goFPBpdfZ5kC>.

- Paleocrassas, a G, and J F Tu. 2007. “Low-Speed Laser Welding of Aluminum Alloy 7075-T6 Using a 300-W, Single-Mode, Ytterbium Fiber Laser.” *Welding Journal (Miami, Fla)* 86: 179–s–186–s. <http://www.scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0-34250346532&partnerID=40&md5=cb1799023b22802a34765a1c68034567>.
- Pastor, M, H Zhao, and T Debroy. 2001. “Pore Formation during Continuous Wave Nd:YAG Laser Welding of Aluminium for Automotive Applications.” *Welding International* 15 (4): 275–81. doi:10.1080/09507110109549355.
- Prisco, A., Acerra, F., Squillace, A., Giorleo, G., Pirozzi, C., Prico, U. e Bellucci, F. (2008) “LBW of similar and dissimilar skin-stringer joints. Part I: process optimization and mechanical characterization”, *Advanced Materials Research*, 38, 306-319.
- Rötzer, I. (2005), “Laser-beam welding makes aircraft lighter”, *Fraunhofer Magazine*, 1, 36-37.
- Squillace, A. e Prisco, U. 2009. “Influence of Filler Material on Micro- and Macro-Mechanical Behaviour of Laser-Beam-Welded T-Joint for Aerospace Applications.” *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications* 223 (3): 103–15. doi:10.1243/14644207JMDA259.
- Steen, William, and Jyotirmoy Mazumder. 1998. *Laser Material Processing*. 3rded. New York: Springer.
- Wang, X. J., F. G. Lu, H. P. Wang, H. C. Cui, X. H. Tang, and Y. X. Wu. 2015. “Experimental and Numerical Analysis of Solidification Cracking Behaviour in Fibre Laser Welding of 6013 Aluminium Alloy.” *Science and Technology of Welding and Joining* 20 (1): 58–67. doi:10.1179/1362171814Y.0000000254.
- Xiao, Rongshi, and Xinyi Zhang. 2014. “Problems and Issues in Laser Beam Welding of Aluminum-Lithium Alloys.” *Journal of Manufacturing Processes* 16 (2). The Society of Manufacturing Engineers: 166–75. doi:10.1016/j.jmapro.2013.10.005.
- Yang, J, S Gang, X Li, Li Chen, and F Xu. 2010. “Typical Joint Defects in Laser Welding of Aluminium-Lithium Alloy.” In *Proceedings of the 36th International MATADOR Conference*, edited by Srichand Hinduja and Lin Li, 595–98. London: Springer London. doi:10.1007/978-1-84996-432-6\_130.

Yang, Z. B., W. Tao, L. Q. Li, Y. B. Chen, F. Z. Li, and Y. L. Zhang. 2012. “Double-Sided Laser Beam Welded T-Joints for Aluminum Aircraft Fuselage Panels: Process, Microstructure, and Mechanical Properties.” *Materials and Design* 33 (1): 652–58. doi:10.1016/j.matdes.2011.07.059.



## APENDICE A

Valores usados para as várias variáveis nas simulações por elementos finitos.

**Tabela A. 1** - Tensões obtidas no pé do cordão para cada valor de raio de concordância e cálculo do  $K_t$

<b>Raio (mm)</b>	<b>Tensões no pé do cordão (MPa)</b>			<b>Média (MPa)</b>	<b>T. nominal (MPa)</b>	<b>kt</b>
<b>1,2</b>	223,1	220,8	225,8	223,23	180	1,240185
<b>1,6</b>	218,5	213,2	213,9	215,20	180	1,195556
<b>2</b>	211,1	206,5	210,1	209,23	180	1,162407
<b>2,4</b>	205,5	202,6	205,6	204,57	180	1,136481
<b>2,8</b>	203,2	199,7	201,7	201,53	180	1,11963

**Tabela A. 2** - Tensões obtidas no pé do cordão para cada valor da distância entre pés de soldadura e cálculo do  $K_t$

<b>a (mm)</b>	<b>Tensões no pé do cordão (MPa)</b>			<b>Média (MPa)</b>	<b>T. nominal (MPa)</b>	<b>kt</b>
<b>6,25</b>	206,4	202,8	204,4	204,53	180	1,136296
<b>6,88</b>	206,5	204,8	205,4	205,57	180	1,142037
<b>7,17</b>	206,2	202,5	203,4	204,03	180	1,133519

**Tabela A. 3** - Tensões obtidas no pé do cordão para cada valor de tensão aplicada e cálculo do  $K_t$

<b>Tensão (MPa)</b>	<b>Tensões no pé do cordão (MPa)</b>			<b>Média (MPa)</b>	<b>T. nominal (MPa)</b>	<b>kt</b>
<b>140</b>	159,3	159,8	160	159,70	140	1,140714
<b>180</b>	206,5	204,8	205,4	205,57	180	1,142037
<b>220</b>	252,3	250,3	251,1	251,23	220	1,14197

**Tabela A. 4** - Tensões obtidas no pé do cordão para cada valor do módulo de elasticidade no material de adição e cálculo do  $K_t$

<b>E (GPa)</b>	<b>Tensões no pé do cordão (MPa)</b>			<b>Média (MPa)</b>	<b>T. nominal (MPa)</b>	<b>kt</b>
<b>78,1</b>	195,9	194,6	196,6	195,70	180	1,087222
<b>73,1</b>	196,9	195,7	196,6	196,40	180	1,091111
<b>68,1</b>	193,4	192,1	195,8	193,77	180	1,076481