

• C •

FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Comportamento mecânico de juntas T soldadas por fricção linear na liga AA6082

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

Autor

Diogo Albano Cavaleiro Ventura de Carvalho

Orientadores

José Domingos Moreira da Costa

Altino de Jesus Roque Loureiro

Júri

Presidente	Professor Doutor José António Martins Ferreira Professor Catedrático da Universidade de Coimbra Professor Doutor José Domingos Moreira da Costa Professor Associado com Agregação da Universidade de Coimbra
Vogais	Professor Doutor Luis Filipe Pires Borrego Professor Coordenador do Instituto Politécnico de Coimbra

Coimbra, Julho de 2015

Agradecimentos

O trabalho aqui realizado só foi possível devido ao apoio e empenho de algumas pessoas a quem queria deixar o meu agradecimento.

Aos meus orientadores, Professor José Domingos Moreira da Costa e Professor Altino de Jesus Roque Loureiro, pelo apoio e conhecimento que me transmitiram.

Ao professor e colega Joel Silva pela ajuda concedida.

Aos meus colegas e amigos Tiago Aguiar, Inês Costa e Carlos Leitão, pela ajuda prestada e pela companhia.

Um agradecimento também à minha família por ser a minha família.

Resumo

A soldadura por fricção linear (FSW), surge atualmente como um processo de ligação, de grande interesse na produção de juntas T. Estas soldaduras apresentam, frequentemente, defeitos como cavidades e linhas de óxidos, além da redução da espessura na pele da junta T.

Neste trabalho estudou-se a solução para o problema de redução de espessura, a otimização da geometria de ferramenta e de parâmetros de soldadura para a obtenção de soldaduras sem defeitos e a possível melhoria do comportamento mecânico de juntas T na liga de alumínio 6082-T6. Para o efeito foram realizadas análises morfológicas, ensaios de dureza, tração e fadiga seguida de análise fractográfica, para soldaduras nos dois tipos de configuração de junta, T-Butt e T-Lap.

Concluiu-se que, com a ferramenta progressiva usada na configuração T-Butt é possível eliminar a linha de óxidos e que a configuração T-Lap elimina totalmente a redução de espessura da pele.

Palavras-chave: Friction Stir Welding, Junta T, T-Lap, T-Butt, Defeitos.

Abstract

Nowadays, friction stir welding (FSW) appears as a joining process of increasing interest in the production of T joints. This type of welds frequently present defects such as cavities or oxide lines, besides the thickness reduction in the *skin* of the T joint.

This paper work will try to present a possible solution to the thickness reduction problem, an optimization of welding parameters to obtain defect free welds and a possible improvement in mechanical behavior of this type of joint in the 6082-T6 aluminum alloy. In order to do that, several analysis and tests will be conducted, ranging from morphologic analysis to hardness, stress and fatigue tests followed by fracture analysis, in two types of joint configurations, T-Butt and T-Lap.

It was concluded that the removal of the oxide lines are possible using the progressive tool design and also that the joint configuration, T-Lap, was able to completely eliminate the thickness reduction problem.

Keywords Friction Stir Welding, T joint, T-Lap, T-Butt, Defects.

Índice

Índice de Figuras	vi
Índice de Tabelas	viii
Simbologia e Siglas	ix
Simbologia.....	ix
Siglas	ix
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. Revisão Bibliográfica	3
2.1. Introdução	3
2.2. O processo Friction Stir Welding (FSW).....	3
2.2.1. Vantagens e desvantagens do processo	5
2.2.2. Aplicações industriais deste processo.....	6
2.3. Parâmetros de soldadura	6
2.3.1. Velocidade de rotação	6
2.3.2. Velocidade de avanço.....	7
2.3.3. Força axial	7
2.3.4. Ângulo de inclinação.....	7
2.3.5. Geometria da ferramenta	8
2.3.6. Material da ferramenta.....	10
2.4. Tipos de junta.....	10
2.4.1. Juntas de topo	10
2.4.2. Juntas sobrepostas.....	11
2.4.3. Juntas T.....	12
2.5. Fadiga.....	14
2.5.1. Fadiga na liga AA6082.....	15
2.6. Conclusões	15
3. Procedimento experimental	16
3.1. Preparação das chapas para a realização das soldaduras	16
3.1. Soldadura FSW das chapas.....	17
3.2. Preparação de provetes metalográficos.....	18
3.3. Análise metalográfica	18
3.4. Análise de microdurezas	19
3.5. Ensaio de tração.....	19
3.6. Ensaio de fadiga	20
3.7. Análise de superfície de fratura	20
4. Apresentação e discussão dos resultados.....	21
4.1. Geometria de ferramentas e otimização de parâmetros de soldadura.....	21
4.2. Microestrutura.....	24
4.2.1. Microestrutura da série <i>T-lap</i>	24
4.2.2. Microestrutura da série <i>T-butt</i>	26

4.3.	Análise de microdurezas	28
4.3.1.	Microdureza da série ACE 5	28
4.3.2.	Microdureza da série ADFD	29
4.4.	Análise de tração	30
4.4.1.	Ensaio de tração na pele (<i>Skin</i>)	30
4.4.2.	Ensaio de tração de arrancamento	32
4.5.	DEFORMAÇÕES LOCAIS	33
4.5.1.	Deformação em ensaio tração no <i>skin</i>	34
4.5.2.	Deformação em arrancamento	36
4.6.	Análise de fadiga	38
4.6.1.	Comparação entre série ACE5 e ADFD	39
4.6.1.	Comparação com MIG e MIG+FSP	41
4.7.	Análise de superfície de fratura	43
4.7.1.	Série ACE5	43
4.7.2.	Série ADFD	46
5.	Conclusões	48
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	50
	ANEXO A	53
	ANEXO B	54
	ANEXO C	55
	ANEXO D	56
	ANEXO E	57
	ANEXO F	58
	ANEXO G	59

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Representação esquemática do processo FSW (Gürel et al., 2014).....	4
Figura 2.2 Diferentes zonas de uma soldadura FSW: (a) material de base, (b) zona termicamente afetada (ZTA), (c) zona térmica e mecanicamente afetada (TMAZ) e (d) zona do <i>nugget</i> (ZN) (Ravindra et al., 2014).....	4
Figura 2.3 Exemplos de geometria de <i>shoulders</i> (Miranda et al., 2013).....	8
Figura 2.4 Perfis de alguns pinos usados em FSW (Elangovan et al., 2008).....	9
Figura 2.5 Ferramenta MX Triflute™ desenvolvida pelo <i>The Welding Institute</i> , UK (Copyright© 2001, TWI Ltd).....	9
Figura 2.6 Representação esquemática de uma junta de topo (Fraser et al., 2014).....	11
Figura 2.7 Representação esquemática de uma junta sobreposta.....	11
Figura 2.8 Exemplo de um defeito de <i>hooking</i> (Thomas et al., 2003).....	12
Figura 2.9 Representação esquemática da montagem de uma junta T (L.Cui et al., 2013).....	12
Figura 2.10 Algumas configurações de junta possíveis para a realização de juntas T (Tavares et al., 2010).....	13
Figura 2.11 Exemplos do defeito de <i>kissing bond</i> (L. Cui et al., 2013).....	13
Figura 2.12 Exemplos do defeito de túnel (L. Cui et al., 2013).....	14
Figura 3.1 Representação esquemática das juntas estudadas: a) <i>T-Lap</i> e b) <i>T-Butt</i>	16
Figura 3.2 Esquema representativo das matrizes e fixação da junta T.....	17
Figura 3.3 Montagem das chapas na mesa de trabalho.....	18
Figura 4.1 Macrografias das séries a) ACE 1 e b) ACE 2.....	22
Figura 4.2 Macrografias das séries a) ACF 1 e b) ACF 2.....	22
Figura 4.3 Macrografias das séries a) ACF 3 e b) ACF 4.....	23
Figura 4.4 Macrografias das séries a) ACF 5 e b) ACF 6.....	23
Figura 4.5 Macrografia da série ACE 5.....	24
Figura 4.6 Micrografias das zonas assinaladas na figura 4.5.....	25
Figura 4.7 Macrografia da série ADFD.....	26
Figura 4.8 Micrografias das zonas assinaladas na figura 4.7.....	27
Figura 4.9 Micrografia do grão das duas séries: a) ACE 5 e b) ADFD.....	27
Figura 4.10 Perfil de durezas da série ACE 5.....	28
Figura 4.11 Perfil de durezas da série ADFD.....	29
Figura 4.12 Ensaio de tração do material de base e das séries ACE 5 e ADFD.....	30

Figura 4.13 Fratura da série ACE 5 em tração normal	32
Figura 4.14 Fratura da série ADFD em tração normal	32
Figura 4.15 Resultados obtidos em ensaios de arrancamento	32
Figura 4.16 Fratura da série ACE 5 em arrancamento	33
Figura 4.17 Fratura da série ADFD em arrancamento	33
Figura 4.18 Deformação da série ACE 5 em tração normal: a) carga a um terço, b) carga a dois terços e c) carga máxima	34
Figura 4.19 Deformação da série ADFD em tração normal: a) carga a um terço, b) carga a dois terços e c) carga máxima	35
Figura 4.20 Deformação na série ACE 5 em arrancamento: a) carga a um terço, b) carga a dois terços e c) carga máxima	36
Figura 4.21 Deformação na série ADFD em arrancamento: a) carga a um terço, b) carga a dois terços e c) carga máxima	37
Figura 4.22 Curvas S-N obtidas para as séries ACE 5, ADFD e material de base, em tensões nominais.....	39
Figura 4.23 Curvas S-N obtidas para as séries ACE 5, ADFD e material de base, em tensões locais.....	40
Figura 4.24 Curvas S-N de todas as séries, em tensões nominais.....	41
Figura 4.25 Curvas S-N de todas as séries, em tensões locais	42
Figura 4.26 Superfície de fratura por fadiga no provete ACE5_F9	44
Figura 4.27 Superfície de fratura dúctil no provete ACE5_F9.....	44
Figura 4.28 Fotografias tiradas em a) SEM normal e b) BSE ou eletrões retro difundidos	45
Figura 4.29 Superfícies de fratura na linha de óxidos no provete ACE5_F10	45
Figura 4.30 Superfície de fratura dúctil no provete ACE5_F10.....	45
Figura 4.31 “Degraus” no provete ADFD_F1	46
Figura 4.32 “Degrau” em ampliações maiores	46
Figura 4.33 Superfície de fratura acima do “degrau”	47

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 Designação de soldaduras e respectivos parâmetros	21
Tabela 2 Propriedades mecânicas de cada uma das séries	31
Tabela 3 Resistência à fadiga para 10⁶ ciclos em tensões nominais	39
Tabela 4 Resistência à fadiga para 10⁶ ciclos em tensões locais	40
Tabela 5 Resistências à fadiga de todas as séries, em tensões nominais.....	41
Tabela 6 Resistências à fadiga de todas as séries, em tensões locais	42

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

$\sigma_{m\acute{a}x}$ – Tensão máxima

σ_{nom} – Tensão nominal

a – Constante de Peterson

K_f – Fator de concentração de tensões dinâmico

K_t – Fator de concentração de tensões estático

R – Razão de tensões

Siglas

DEM – Departamento de Engenharia Mecânica

FCTUC – Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra

FSP – Friction Stir Processing

FSW – Friction Stir Welding

MB – Material de base

MIG – Metal Inert Gas

TWI – The Welding Institute

ZN – Zona do *nugget*

ZTA – Zona termicamente afetada

ZTMA – Zona térmica e mecanicamente afetada

1. INTRODUÇÃO

A soldadura, no geral, é um dos processos mais importantes utilizados industrialmente. As juntas em T têm grande interesse em diversas áreas, como a indústria aeronáutica, a indústria naval e a indústria de transportes terrestres. A utilização de ligas de alumínio nestas indústrias assumiu também uma grande importância, pois proporcionam reduções de peso dos equipamentos e conseqüentemente de consumo dos combustíveis fósseis.

As ligas de alumínio começaram por ser soldadas por métodos de soldadura por fusão, mas estes métodos originam diversos problemas, tais como problemas de fissuração a quente ou problemas de porosidade. Para resolver estes problemas, nasceu a soldadura por fricção linear (FSW), que é um processo de soldadura no estado sólido e que portanto, não atinge a temperatura de fusão, resolvendo assim os problemas referidos anteriormente originados. Ainda assim, e como qualquer processo, a soldadura por fricção linear apresenta algumas dificuldades, nomeadamente em juntas T. A presença de defeitos é um desses problemas. Outro dos problemas, é a redução de espessura causada pela necessidade de material para “encher” a concordância com que estas juntas são desenhadas, de forma a diminuir o efeito da concentração de tensões.

Apesar de não haver muita informação neste tipo de juntas, houve diversos autores que se dedicaram ao seu estudo. Começando pela otimização da ferramenta e dos parâmetros de soldadura, passando pelo estudo do fluxo de material, pela análise de microestrutura e também de propriedades mecânicas através de ensaios de tração. O comportamento à fadiga destas juntas é uma área em que existe pouca informação.

Assim, o objetivo desta tese passa por dar um algum contributo para o estudo destas juntas. Pretende-se resolver o problema da redução de espessura, fazer uma otimização de parâmetros de soldadura e também de ferramenta, fazer análises de microestrutura e dureza e do comportamento à tração e fadiga das soldaduras.

Esta tese está organizada em quatro grandes capítulos, além da introdução. No capítulo 2 apresenta-se a revisão bibliográfica que oferece uma visão geral quer do processo, em geral, quer em detalhe, focando tópicos como vantagens ou desvantagens do processo,

os parâmetros de soldadura, os aspetos essenciais a ter em conta na ferramenta e por fim, apresenta-se os três tipos de junta mais usados neste processo, incluindo as juntas T. No capítulo 3 apresenta-se o procedimento experimental onde se resumem as condições em que todas as experiências, ensaios ou testes foram realizados, fazendo também referência a todos os instrumentos usados. No capítulo 4 apresentam-se e analisam-se todos os resultados obtidos de forma tratada e perceptível. Por fim no capítulo 5 são apresentadas as conclusões retiradas de todo o trabalho realizado de forma resumida.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Introdução

Neste capítulo pretende-se enquadrar o leitor no tema e tópicos abordados durante cada fase do trabalho. Apresenta-se uma pesquisa bibliográfica focando os aspetos de maior relevância para o trabalho.

Em primeiro lugar será feita uma apresentação do processo de soldadura por fricção linear (FSW), abordando-se a influência dos parâmetros. Começar-se-á por apresentar a influência da ferramenta, nomeadamente, a sua geometria e o material de que é constituída, passando-se em seguida à influência dos parâmetros técnicos como a velocidade de rotação, a velocidade de avanço, a força axial e o ângulo de inclinação da ferramenta. Em seguida será mencionada a aplicação deste processo para a liga em estudo, realizado em juntas de topo e juntas sobrepostas, seguido das juntas T. Por fim, será feita uma abordagem do comportamento à fadiga de juntas soldadas.

2.2. O processo Friction Stir Welding (FSW)

Desenvolvido e patenteado em 1991 por W. Thomas no The Welding Institute (TWI), este processo, segundo Xiaopeng et al., 2013, provou ser superior para a soldadura de materiais leves como ligas de alumínio e ligas de magnésio. Presentemente Krasnowski et al., 2014 afirma que 99% de todas as juntas estão ligadas à aplicação deste processo em ligas de alumínio. Yong et al., 2013 refere ainda que este processo é considerado um dos mais promissores na área da soldadura e onde foram feitos avanços notáveis nos últimos vinte anos devido às suas vantagens pela eficiência de energia, por ser amigo do ambiente e pela sua versatilidade.

Ana et al., 2013 descreve o FSW como um processo de ligação de material no estado sólido, onde é usada uma ferramenta rotativa especial inserida na peça e posteriormente animada de um deslocamento linear ao longo da linha de soldadura. Estes dois movimentos aliam-se e induzem uma deformação plástica intensa que, sem atingir a

temperatura de fusão dos materiais, permitem a mistura do material, originando assim a soldadura. O processo é ilustrado na figura 2.1 (Gürel et al., 2014).

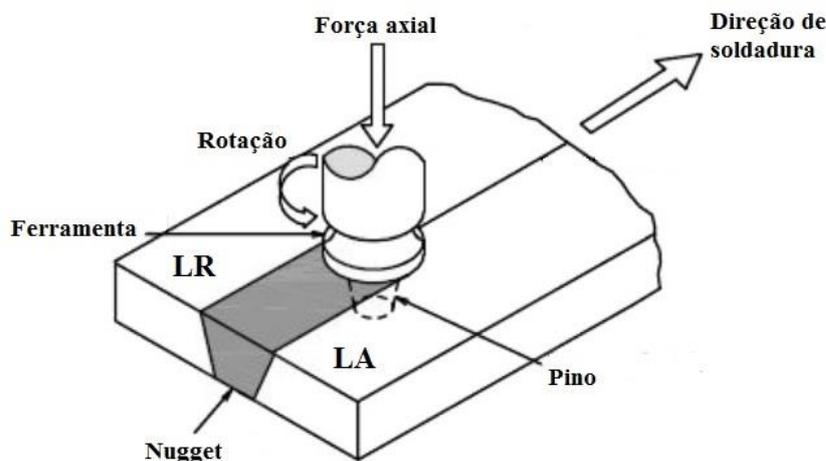


Figura 2.1 Representação esquemática do processo FSW (Gürel et al., 2014)

Como é possível observar, este é um processo assimétrico e portanto apresenta um lado de avanço (LA) e um lado de recuo (LR). Assim, o lado do avanço empurra o material para a frente da ferramenta e o lado do recuo faz fluir o material para a parte de trás da ferramenta, originando assim um fluxo de material. No lado do avanço a velocidade de rotação e de avanço coincidem, ao contrário do recuo, onde são opostas.

Visto não atingir altas temperaturas, Fratini et al., 2008 diz que este processo tem a vantagem de reduzir as distorções e as tensões residuais, problemas estes presentes nos processos tradicionais de soldadura por fusão.

Quando comparado com os processos de soldadura por fusão convencionais, a soldadura por FSW apresenta três zonas distintas: a zona do *nugget* (ZN), a zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA) e a zona termicamente afetada (ZTA), representadas na figura 2.2 (Ravindra et al., 2014).

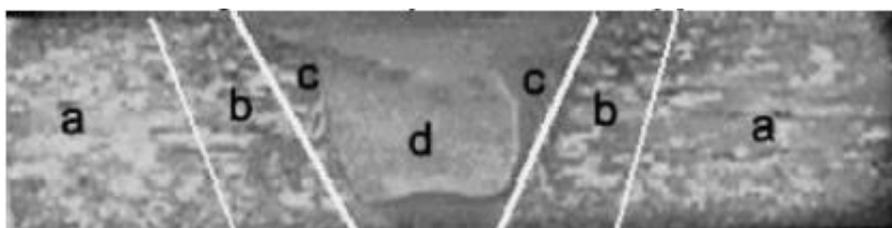


Figura 2.2 Diferentes zonas de uma soldadura FSW: (a) material de base, (b) zona termicamente afetada (ZTA), (c) zona térmica e mecanicamente afetada (TMAZ) e (d) zona do *nugget* (ZN) (Ravindra et al., 2014)

Radisavljevic et al., 2013 descreve as diferentes zonas, onde explica que a zona do *nugget* é a zona onde o pino passa e conseqüentemente está sujeita a grandes deformações e calor, o que a leva a apresentar um grão equiaxial muito fino, devido à recristalização. A zona térmica e mecanicamente afetada, apesar de não ser sujeita diretamente à ação da ferramenta, sofre alterações quer térmicas quer mecânicas devido a tensões de corte internas, mas estas não são suficientes para causar recristalização. Por fim, tem-se a zona termicamente afetada que sofre apenas efeitos térmicos sem haver qualquer deformação mecânica.

Este processo tem um número de parâmetros a controlar relativamente pequeno, quando comparado com os processos de soldadura convencionais. Assim, os principais parâmetros a ter em conta são a geometria da ferramenta, a velocidade de rotação, a velocidade de avanço da mesma e a força axial exercida por esta. O efeito do ângulo de inclinação da ferramenta é usualmente menos estudado.

2.2.1. Vantagens e desvantagens do processo

Mishra et al., 2005 apresenta várias vantagens do processo quer a nível metalúrgico ambiental ou energético.

Algumas das vantagens são, por exemplo: menores deformações, tensões residuais e alterações estruturais, pois as temperaturas envolvidas são mais baixas, a ausência de defeitos típicos da soldadura por fusão, como a fissuração a quente e a porosidade, pois não há fusão dos metais, a boa estabilidade dimensional, a boa reprodutibilidade e a possibilidade de substituir ligações, usualmente feitas com rebites.

As vantagens ambientais passam por não haver a necessidade de gás de proteção ou consumíveis, nem fumos ou radiações, como acontece em muitos dos processos de soldadura por fusão.

Por fim, as vantagens energéticas deste processo são a reduzida quantidade de energia necessária, necessitando de apenas 2,5% da energia necessária para realizar uma soldadura por laser e permite expandir a utilização de ligas de alumínio, o que leva a uma redução do peso dos veículos e conseqüentemente a uma diminuição do consumo de combustível em aplicações automóvel, náutica ou de aviação.

Como em qualquer processo, este tipo de soldadura apresenta também algumas desvantagens como por exemplo, a dificuldade de aplicação em alguns tipos de junta, como

as juntas de canto, a pouca flexibilidade na soldadura de peças com variações de espessura ou perfis não lineares, a complexidade requerida na fixação das juntas e a produção de um buraco no final da soldadura, devido à extração da ferramenta.

2.2.2. Aplicações industriais deste processo

Gürel et al., 2014 refere algumas indústrias onde este processo é comercialmente usado, como a construção naval, a manufatura de comboios de alta velocidade e de forma mais restrita, a indústria aeronáutica. Segundo Ciliberto et al., 2012 a indústria aeronáutica é uma área de interesse crescente para a aplicação do FSW.

Mishra et al., 2005 refere ainda o uso deste processo para a fabricação de veículos militares, que usam ligas de alumínio de alta resistência devido à sua performance balística e resistência estática.

2.3. Parâmetros de soldadura

Os principais parâmetros a controlar no FSW são a velocidade de rotação, a velocidade de avanço, a força axial, o ângulo de inclinação da ferramenta e a própria ferramenta, nomeadamente, a sua geometria e o material de que é constituída. O material a soldar é também um fator a considerar.

Fratini et al., 2008 refere que, geralmente, a velocidade de rotação e de avanço são os principais contribuintes para o calor gerado na junta, mas para o caso de juntas T a geometria da ferramenta tem também um papel muito importante.

2.3.1. Velocidade de rotação

A velocidade de rotação gera calor através da fricção e conseqüentemente vai influenciar o fluxo e a mistura de material. O aumento da velocidade de rotação aumenta o calor gerado o que facilita a plastificação e fluxo do material, reduzindo a probabilidade de formação de defeitos como as cavidades. Se for excessivo pode, contudo, ocasionar a formação de rebarba (*flash*).

Yong et al., 2009 descobriu que a dimensão e o tamanho de grão da zona do *nugget* aumentam com o aumento da velocidade de rotação. Ravindra et al., 2014 afirma que a qualidade da soldadura é significativamente afetada pela velocidade de rotação, pois o aumento da velocidade de rotação pode provocar geração de calor excessiva que, como

referido anteriormente, causa a formação de rebarba (flash) devido à plastificação excessiva. L.Cui et al., 2013 concluiu ainda que a deformação dos grãos na zona termo e mecanicamente afetada era mais severa quando a velocidade de rotação era aumentada.

2.3.2. Velocidade de avanço

A velocidade de avanço promove o movimento do material da frente para trás do pino, fazendo assim o acabamento da soldadura. Ao aumentar-se a velocidade de avanço reduz-se a quantidade de calor adicionado por unidade de comprimento da soldadura, implicando uma maior dificuldade no fluxo de material na soldadura.

Buffa et al., 2008 diz ainda que a velocidade de avanço vai influenciar as forças de fricção e de deformação e conseqüentemente, vai determinar o calor gerado. Deepak et al., 2013 concluiu ainda que a rugosidade da superfície aumentava com a velocidade de avanço, para a mesma velocidade de rotação da ferramenta.

2.3.3. Força axial

A pressão axial também influencia o calor gerado, afetando a qualidade de soldadura. Pressões muito altas levam ao sobreaquecimento e adelgaçamento da junta mas, por outro lado, se a pressão for muito baixa o calor é insuficiente e pode haver formação de cavidades, devido à pressão hidrostática insuficiente no fluxo de material.

Gürel et al., 2014 refere ainda que a energia requerida para a soldadura vai aumentar com o aumento da força axial. Atharifar et al., 2009 modelou o processo numérica e experimentalmente, onde verificou que a força axial aumentava com a velocidade de rotação e diminuía com a velocidade de avanço. Os resultados numéricos estavam de acordo com os experimentais para uma certa gama de velocidades de rotação, mas para velocidades mais pequenas ou maiores apresentavam diferenças na ordem dos 20% e 5%, respetivamente.

2.3.4. Ângulo de inclinação

O ângulo de inclinação garante que o material é “empurrado” para a frente e que este é eficientemente movido da frente para a traseira do pino. Este ângulo é, normalmente, da ordem de 2° a 3°, mas em ferramentas estriadas este ângulo é igual a zero.

2.3.5. Geometria da ferramenta

A ferramenta tem um papel muito importante no processo pois afeta a quantidade de calor gerado, a força transversal, o binário e o ambiente termomecânico sofrido pela ferramenta mas o seu papel crítico vai ser no fluxo de material.

Assim, os principais fatores a ter em conta são as dimensões e geometria da base (*shoulder*) e a geometria do pino, incluindo a sua forma de perfil e o seu tamanho.

2.3.5.1. Shoulder

A base tem grande influência no fluxo de material na soldadura. O *shoulder* pode apresentar diversas formas ou designs consoante o pretendido. No desenvolvimento do *shoulder*, deve ser tido em consideração a influência que este vai ter no dano causado na superfície e no fluxo interno de material. Assim, as espirais são a característica geométrica mais usada para desenvolver forças direcionadas centrifugamente. Na figura 2.3 (Miranda et al., 2013) são apresentadas alguns designs de bases usadas.

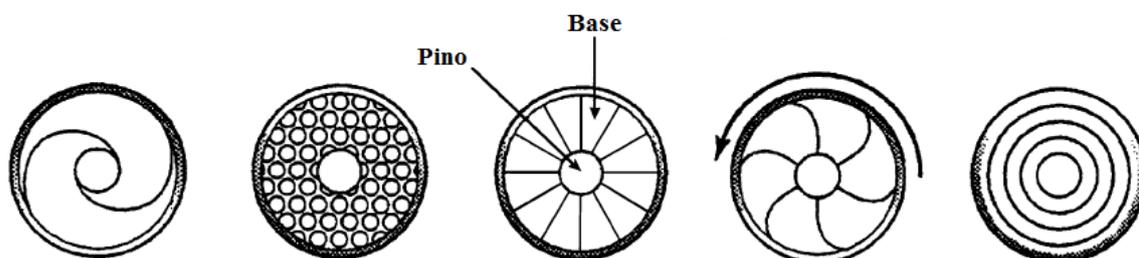


Figura 2.3 Exemplos de geometria de *shoulders* (Miranda et al., 2013)

2.3.5.2. Pino

O perfil do pino vai influenciar o fluxo de material plastificado e consequentemente as características da soldadura. Os pinos podem ter diversos formatos e podem apresentar rosca ou não. São apresentados na figura 2.4 (Elangovan et al., 2008) alguns formatos de pino mais usuais.

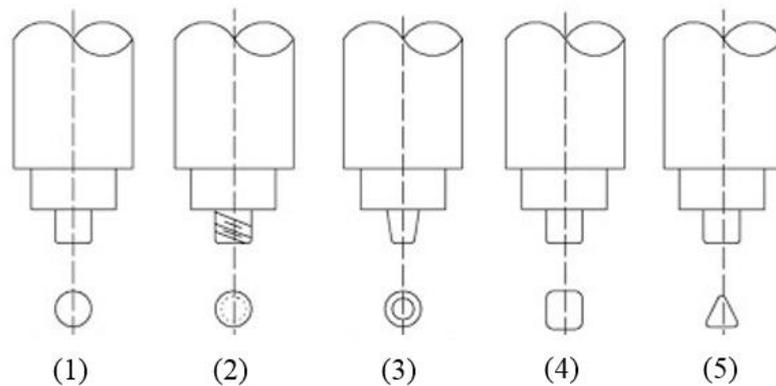


Figura 2.4 Perfis de alguns pinos usados em FSW (Elangovan et al., 2008)

O diâmetro do pino e a presença de rosca são muito importantes para determinar a quantidade e o fluxo de material que vai ser mexido. Um diâmetro maior vai permitir maior fluxo horizontal de material mas é a presença da rosca que vai promover o fluxo vertical.

Devido à crescente compreensão do fluxo de material, as geometrias dos pinos têm evoluído muito, acrescentando-se diversas características complexas de forma a controlar o fluxo de material, a mistura e reduzir as forças durante o processo e a aumentar o calor gerado. Por exemplo, Mishra et al., 2005 escreve sobre um pino desenvolvido pelo *The Welding Institute* (TWI) que usa um formato helicoidal com rosca e vários “rasgos” na ferramenta, referindo que se acredita que reduz as forças na soldadura, que facilita o fluxo de material, que reduz o efeito de perfuração e que aumenta a interface entre o pino e o material e conseqüentemente aumenta o calor gerado. Na figura 2.5 (Copyright© 2001, TWI Ltd) é apresentada um esquema deste pino.



Figura 2.5 Ferramenta MX Triflute™ desenvolvida pelo *The Welding Institute*, UK (Copyright© 2001, TWI Ltd)

É claro que o pino está sujeito aos esforços mais importantes. Por isso Rai et al., 2011 refere que o desgaste, a deformação e o risco de falha são muito mais proeminentes no pino do que no *shoulder* da ferramenta.

2.3.6. Material da ferramenta

Convencionalmente são usados dois materiais na manufatura das ferramentas. Para a soldadura de ligas de alumínio ou magnésio, que não apresentam, normalmente, grandes resistências ou durezas, os aços para ferramentas para trabalho a quente são o material mais usado.

Já para a soldadura de ligas de aço ou titânio, ou outros materiais mais duros, o nitreto de boro cúbico policristalino é o material escolhido pois apresenta grande resistência e dureza, boa estabilidade a altas temperaturas e baixo coeficiente de atrito, o que resulta numa boa superfície de soldadura. Este material apresenta a desvantagem de ser muito caro, pois necessita de elevada temperatura e pressão para ser fabricado. O carboneto de tungstênio é outro dos materiais usados para a soldadura deste tipo de ligas.

Rai et al., 2011 faz referência ainda a ferramentas construídas em tungstênio puro, por apresentar grande resistência a altas temperaturas, mas a partir de uma certa temperatura, recristaliza e fragiliza aquando do arrefecimento.

2.4. Tipos de junta

São, normalmente, três os tipos de junta soldados pelo processo FSW, as juntas de topo, as juntas sobrepostas e as juntas T, estas últimas abordadas e estudadas nesta tese.

2.4.1. Juntas de topo

As juntas de topo são o tipo de juntas mais simples e mais convenientes. São constituídas por duas peças com a mesma espessura que são juntas e presas firmemente de forma a prevenir que as faces de se separarem conforme se ilustra na figura 2.6 (Fraser et al., 2014).

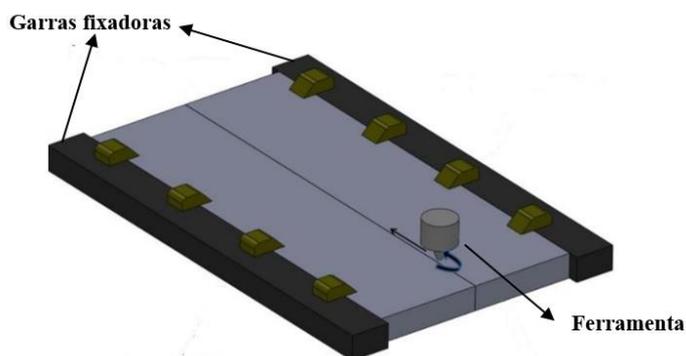


Figura 2.6 Representação esquemática de uma junta de topo (Fraser et al., 2014)

Krasnowski et al., 2013 usou duas configurações de junta para estudar a microestrutura e as propriedades mecânicas de soldaduras de topo na liga AA 6082. Usou a configuração de soldadura normal, cuja soldadura se realiza de um só lado, e uma configuração onde se solda de ambos os lados. Obteve juntas de alta qualidade sem defeitos ou imperfeições para ambos os casos. Radisavljevic et al., 2013 concluiu que na maioria dos casos a propagação da fenda em fadiga, dava-se na fronteira entre a zona do *nugget* e a zona térmica e mecanicamente afetada, devido à diferença de microestrutura entre as duas zonas.

2.4.2. Juntas sobrepostas

As juntas sobrepostas são constituídas também por duas peças, mas são postas uma sobre a outra e posteriormente soldadas, como se mostra na figura 2.7.

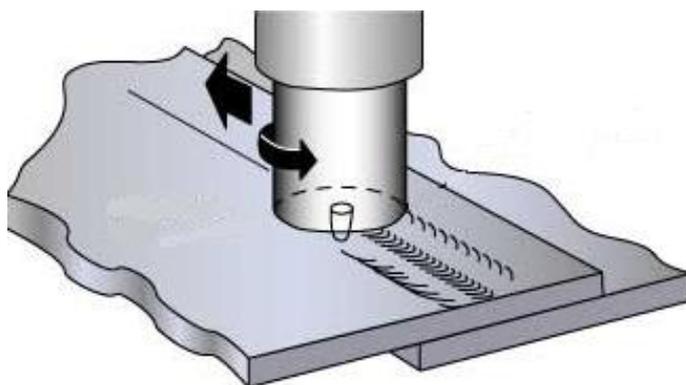


Figura 2.7 Representação esquemática de uma junta sobreposta

Este tipo de juntas apresenta tendencialmente um defeito, denominado gancho, ou *hooking* em inglês, que resulta do levantamento da interface entre as chapas, preferencialmente do lado do avanço, conforme se mostra na figura 2.8 (Thomas et al., 2003).

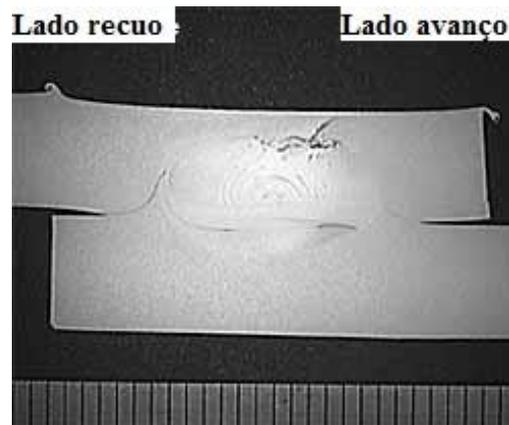


Figura 2.8 Exemplo de um defeito de *hooking* (Thomas et al., 2003)

Este tipo de defeito provoca redução da espessura da peça e consequentemente da resistência da soldadura.

2.4.3. Juntas T

Este tipo de juntas é, normalmente, constituída por duas peças denominadas por *skin* e *stringer* colocadas uma sobre a outra e posteriormente soldadas. Outro dos cuidados a ter em conta é a existência de uma matriz que possibilite a criação de uma concordância no canto, de forma a reduzir a concentração de tensões. É apresentada na figura 2.9 (L.Cui et al., 2013) uma representação esquemática da montagem para a realização de uma junta T típica.

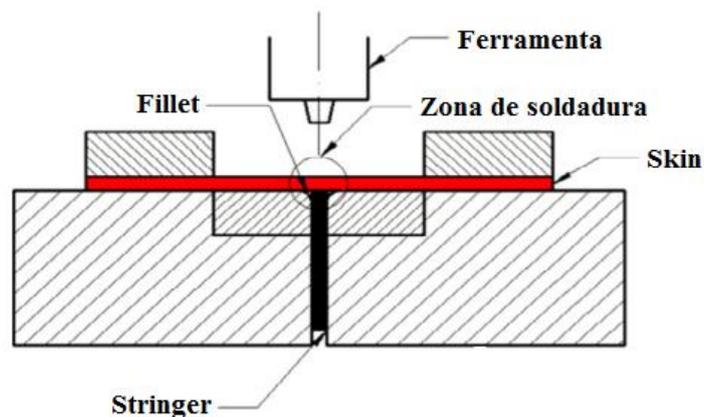


Figura 2.9 Representação esquemática da montagem de uma junta T (L.Cui et al., 2013)

Outras configurações de junta estudadas nos últimos anos são apresentadas na figura 2.10. (Tavares et al., 2010).

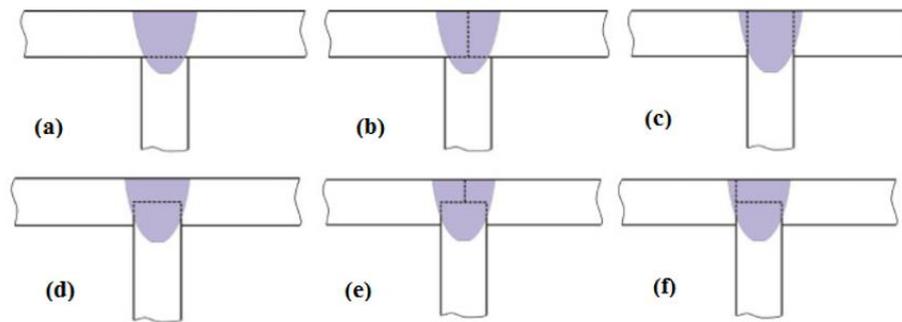


Figura 2.10 Algumas configurações de junta possíveis para a realização de juntas T (Tavares et al., 2010)

Um dos problemas deste tipo de juntas é a redução de espessura da pele (*skin*), pois o material é “empurrado” para baixo para encher as concordâncias.

Para além da redução de espessura, existem dois tipos comuns de defeitos que aparecem na soldadura destas juntas. São eles, o defeito denominado de “*kissing bond*” e o defeito de “túnel”.

O defeito de *kissing bond* aparece normalmente no pé do cordão na interface original da junta e é causado por falta penetração e conseqüente insuficiência de fluxo de material. Na figura 2.11 (L.Cui et al., 2013) são apresentados exemplos deste tipo de defeito.

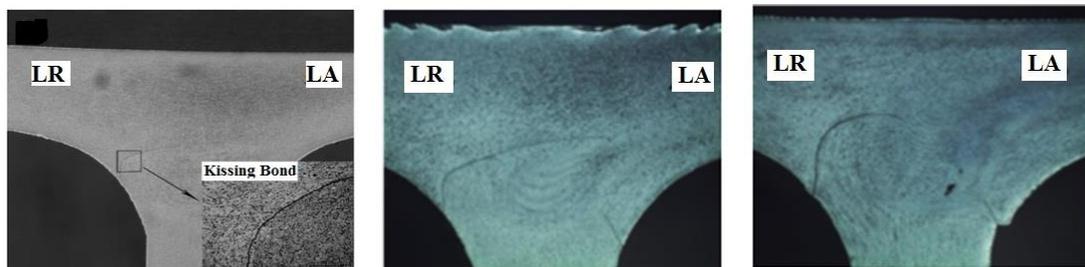


Figura 2.11 Exemplos do defeito de *kissing bond* (L. Cui et al., 2013)

O defeito de “túnel” não é mais que uma cavidade que aparece na zona do *nugget*, tendencialmente do lado do avanço. Deve-se à insuficiência de fluxo de material na vertical para o fundo da soldadura. Na figura 2.12 (L. Cui et al., 2013) são apresentados alguns exemplos deste defeito.

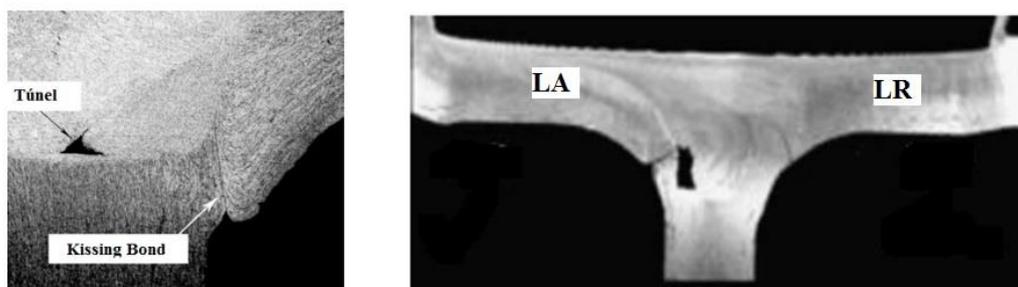


Figura 2.12 Exemplos do defeito de túnel (L. Cui et al., 2013)

Buffa e Fratini realizaram diversos estudos no fluxo de material e propriedades mecânicas de juntas T na liga 6082 (Buffa et al., 2008, Fratini et al., 2009 e Fratini et al., 2009). Em 2008, Buffa realizou uma análise experimental e numérica do fluxo de material, onde colocou uma chapa fina de cobre entre o *skin* e o *stringer*, de forma a que o fluxo de material apareça sobressaído.

Tavares et al., 2009 e Ciliberto et al., 2012 estudaram o uso deste tipo de juntas para ligar ligas dissimilares de alumínio, usando no “*skin*” uma liga com alta dureza e no *stringer* uma liga com alta resistência.

2.5. Fadiga

A ruína por fadiga é uma das principais causas de falha em sistemas mecânicos, o que faz dele um tópico com grande relevância para ser alvo de estudo e compreensão.

A fratura na fadiga acontece depois da nucleação de fendas, que após se propagarem causam a rotura. O processo pode então, ser caracterizado em quatro fases, começando pela nucleação da fissura, seguido do crescimento microscópico e propagação desta mesma, finalizando na rotura final. A nucleação da fenda dá-se, normalmente, em zonas que contenham defeitos internos ou concentrações de tensões devidas a efeitos geométricos, exceto em provetes lisos ou espelhados. Se o defeito for inexistente ou não possuir um tamanho que permita a iniciação da fenda, esta terá início na superfície da peça, na zona onde a tensão é máxima. Assim, para evitar e prevenir este modo de ruína, deve ser evitada a nucleação.

Para peças com efeitos geométricos, zonas normalmente, de maior concentração de tensões, é necessário conhecer os fatores de concentração de tensões estático e dinâmico. O fator de concentração de tensões estático K_t é definido como a razão entre a tensão máxima

registada e a tensão nominal aplicada. Já o fator de concentração de tensões dinâmico K_f , compara a resistência de um corpo com entalhe com a de um corpo sem entalhe e é dependente do fator de concentração de tensões estático.

2.5.1. Fadiga na liga AA6082

Ericsson et al., 2007 estudou as propriedades de fadiga em juntas sobrepostas e concluiu que estas apresentam resistência à fadiga claramente inferior às juntas de topo. Moreira et al., 2008 estudou a propagação de fendas em juntas de topo e concluiu que a propagação de fendas na zona soldada era menor do que no material de base.

Beytullah et al., 2013 comparou o comportamento à fadiga de juntas de topo similares na liga AA 6082 com soldaduras dissimilares entre as ligas AA 6082 e AA 5083. Observou que as ligas dissimilares apresentaram melhor tensão limite de fadiga do que as juntas similares. Observou ainda que a fratura se iniciava na zona mais solicitada, na interface entre as chapas.

Krasnowski et al., 2014 concluiu também que juntas sobrepostas apresentam baixa resistência à fadiga comparável à de juntas soldadas, que contenham fissuras junto do pé do cordão ou de juntas caracterizadas por penetração parcial. Reis et al., 2014 realizou ainda uma comparação do comportamento à fadiga em juntas sobrepostas soldadas por FSW e por LBW (Laser Beam Welding) e observou que as juntas soldadas por LBW apresentaram melhor resistência à fadiga do que as soldadas por FSW.

2.6. Conclusões

Esta pesquisa bibliográfica permitiu verificar que existem ainda diversos tópicos que requerem um estudo e uma análise mais profunda, tais como a redução de espessura na pela (*skin*), a formação de defeitos na junta e principalmente, o seu comportamento à fadiga.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Este capítulo pretende apresentar todo o procedimento experimental realizado ao longo da tese. Iniciando-se na preparação das chapas a soldar, passando pelo processo de soldadura, finalizando com a preparação dos provetes para a realização dos diversos ensaios experimentais. Quer para análise morfológica e medição de durezas, quer para ensaios de tração e fadiga.

3.1. Preparação das chapas para a realização das soldaduras

Neste trabalho foram abordadas duas possíveis configurações de junta para a resolução do problema de redução de espessura da pele (*skin*) que este tipo de juntas apresenta. As duas configurações estudadas estão representadas na figura 3.1.

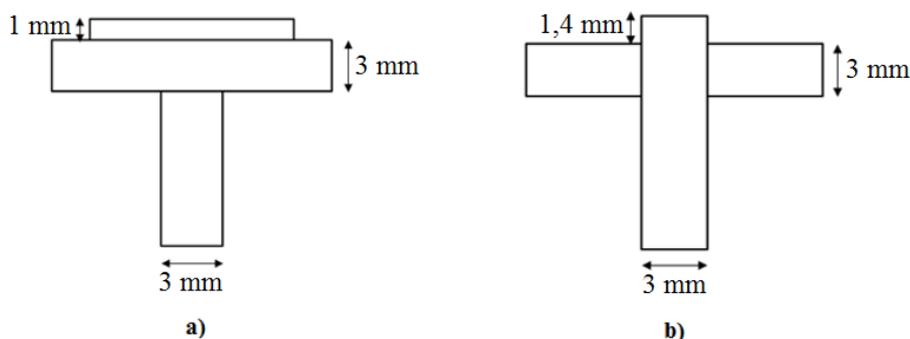


Figura 3.1 Representação esquemática das juntas estudadas: a) *T-Lap* e b) *T-Butt*

Como é possível observar, a configuração denominada de “*T-lap*” consiste na colocação de uma chapa fina de 1 mm sobreposta com a junta T. O objetivo é a chapa fina fornecer material para o enchimento das concordâncias. A configuração “*T-butt*” acrescenta ao *stringer* material necessário para o mesmo efeito.

Para a configuração *T-lap*, cortaram-se placas de 333x160x3 mm para o *skin* e chapas de 330x34x3 mm para o *stringer*. Para a configuração *T-butt*, usaram-se chapas de 330x80x3 mm para ambas as peças *skin* e chapas de 330x37,4x3 mm para o *stringer*.

Pretende-se também obter um raio de concordância de 3 mm, pelo que são usadas matrizes com raio 3 mm, como representado esquematicamente na figura 3.2.

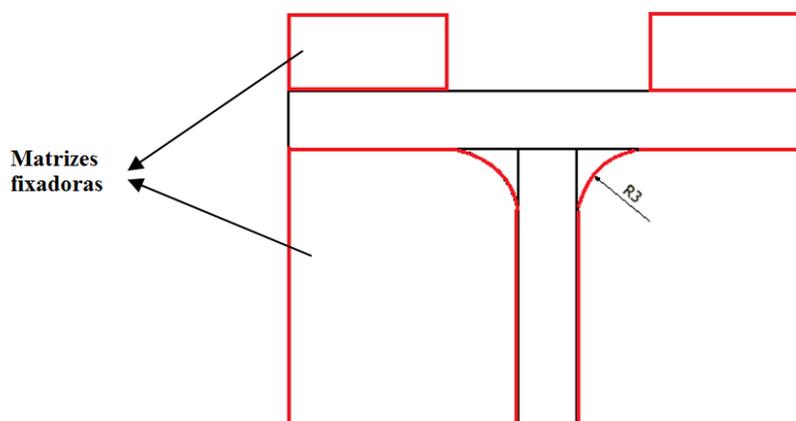


Figura 3.2 Esquema representativo das matrizes e fixação da junta T

Todas as chapas são também polidas com lixa P320 e limpas com álcool de forma a eliminar óxidos e sujidades que possam afetar o processo.

3.1. Soldadura FSW das chapas

Para a realização das soldaduras foi usada a fresadora *Cincinnati Milacron 207MK*. Esta fresadora permite controlar a velocidade de avanço, a velocidade de rotação e a posição vertical da mesa. Sendo assim o controlo de pressão não é possível e como tal, são usadas as penetrações (em mm), além do pino da ferramenta.

As chapas de alumínio AA6082-T6 foram colocadas sobre as matrizes, segundo a configuração já apresentada, e posteriormente fixas com diversos apoios de forma a que as chapas fiquem direitas e não sofram qualquer tipo de deslocamento, evitando assim empenamentos. A figura 3.3 mostra o esquema de montagem das chapas na mesa de trabalho.



Figura 3.3 Montagem das chapas na mesa de trabalho

Os parâmetros de soldadura e a ferramenta utilizada foram alvo constante de otimização de forma a serem obtidas soldaduras sem defeitos para os dois tipos de configuração de junta.

3.2. Preparação de provetes metalográficos

Depois de soldadas, as chapas são cortadas em vários provetes que vão servir para os diversos ensaios realizados neste trabalho. Em primeiro lugar, são retiradas pequenas porções nas pontas da chapa de forma a remover o furo remanescente devido ao pino da ferramenta. Em seguida, com recurso a um serrote mecânico, são cortados os provetes com dimensões 160x16x3 mm e posteriormente maquinados de forma a uniformizar as medidas. Por fim, os provetes são polidos com uma lixa P1000 para eliminar imperfeições superficiais e melhorar o seu acabamento.

Para efeitos de obtenção das micrografias e respetivas durezas, um dos provetes obtidos é cortado com as dimensões 80x16x3 mm, e posteriormente, polido com várias lixas de granulometria decrescente (P320 a P2500). Finalmente, os provetes são polidos na pasta de diamante de 3 μm até ficarem com um aspeto espelhado e em seguida vão ser atacados quimicamente, usando o reagente *Poulton* (2 mL HF, 3 mL HCl, 20 mL HNO₃, 175 mL água), durante trinta segundos, de forma a realçar o grão do material.

3.3. Análise metalográfica

Depois de todo o processo de polimento e ataque químico, referido anteriormente, passou-se à análise metalográfica onde foram usados dois microscópios

óticos, das marcas *Leica DM 4000 M LED* e *Zeiss AxioTech 100HD*, com ampliações de 50x, 100x, 200x, 500x, e 1000x. O registo fotográfico das soldaduras foi, posteriormente, efetuado com recurso às máquinas fotográficas das marca *Canon Powershot G5* e *Leica MC 120 HD*. Depois de adquiridas as fotografias, e com recurso ao software *Axiovision*, fez-se um tratamento estatístico do tamanho do grão, que permite obter a frequência relativa de vários intervalos de diâmetro e as suas percentagens.

3.4. Análise de microdurezas

Esta análise foi realizada sobre provetes metalográficos. Para a sua realização usou-se a máquina *Struers Duramin 1*, que faz o cálculo automático da dureza.

Para esta análise, as indentações foram feitas 20 mm para cada lado na horizontal, a partir do centro, com espaçamento de 0,5 mm entre indentações e a 0,5 mm da superfície. Uma representação esquemática das indentações é apresentada no ANEXO A.

3.5. Ensaios de tração

Estes ensaios têm o propósito de determinar a tensão de cedência e a tensão de rotura do material. Foram realizados dois tipos de ensaios: os de tração na *skin* e os de arrancamento, onde a carga é aplicada no *stringer* do provete.

Para a realização dos ensaios de arrancamento, foi necessário uma preparação especial para o ensaio, conforme a figura no ANEXO B. Assim, foram criadas duas peças furadas que permitem a colocação de parafusos para que o provete fique bem fixo e seguro. Consequentemente, os provetes para este teste apresentam uma ligeira modificação, pois requerem também dois furos para a passagem dos parafusos.

Todos os ensaios foram realizados recorrendo à máquina *Instron 4206* e os dados de deformações adquiridos recorrendo ao sistema ótico ARAMIS da GOM – *Optical Measuring Techniques*, que permite traçar o campo de deformações locais no provete.

Antes da realização dos ensaios, é necessária uma preparação dos provetes, pintando-os com tinta branca, seguido de uma borrifadela de tinta preta, criando um padrão de pequenos pontos pretos que servirão de referência ao sistema ótico ARAMIS. Assim, e tomando como referência esses pequenos pontos, o ARAMIS deteta a posição inicial e final dos pontos e em seguida, através de comparação de fotografias, calcula a deformação

a que o provete está sujeito. Depois do processamento de todos os dados através do software do programa e recorrendo ao Excel, é possível então obter as curvas de tensão-deformação reais e a partir destas determinar a tensão de cedência do material, a tensão de rotura e a deformação máxima.

3.6. Ensaios de fadiga

Todos os ensaios foram realizados na máquina servo hidráulica *Instron* 1341, acoplada a um sistema de aquisição e controlo *Instron Fast Track* 8800. A razão de tensões usada foi sempre de 0,02, a gama de tensões variou entre 140 MPa e 190 MPa e, dependendo do nível de carga, a frequência variou entre 20 Hz e 25 Hz.

3.7. Análise de superfície de fratura

As análises de superfície de fratura foram realizadas através de *scanning electron microscopy/energy dispersive X-ray* (SEM/EDS), fazendo uso da máquina Philips XL30 SE.

Esta técnica permite obter imagens tridimensionais de alta resolução da superfície de uma amostra, permitindo assim fazer a análise química das fases presentes..

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.1. Geometria de ferramentas e otimização de parâmetros de soldadura

De início foram desenhadas e fabricadas duas ferramentas: uma com pino cônico roscado e uma com pino piramidal, ambas fabricadas em aço de trabalho a quente H13, temperado e revenido. A geometria completa e detalhada das ferramentas são apresentadas nos ANEXOS C e D.

Começou-se então por realizar soldaduras em configuração *T-lap* com ambas as ferramentas. Foram realizadas duas soldaduras com a ferramenta cônica roscada e seis soldaduras com a ferramenta piramidal. A designação de soldadura é feita, considerando para a segunda letra o tipo de junta, para a terceira letra a ferramenta usada e o número final representa o número da soldadura. As designações de soldadura e respectivos parâmetros são apresentadas na tabela 1.

Tabela 1 Designação de soldaduras e respectivos parâmetros

Designação	Velocidade de rotação [RPM]	Velocidade de avanço [mm/min]	Ângulo de inclinação [°]	Penetração [mm]	Pino
ACE 1	1140	118	3	6	Cônico roscado
ACE 2	1140	118	3	6,1	Cônico roscado
ACF 1	1140	118	3	6	Piramidal
ACF 2	1140	118	3	6,1	Piramidal
ACF 3	1140	118	3	6,2	Piramidal
ACF 4	1140	60	3	6	Piramidal
ACF 5	1140	60	3	6,1	Piramidal
ACF 6	1140	60	3	6,2	Piramidal

Os resultados das macrografias das soldaduras ACE 1 e ACE 2 são apresentados na figura 4.1.

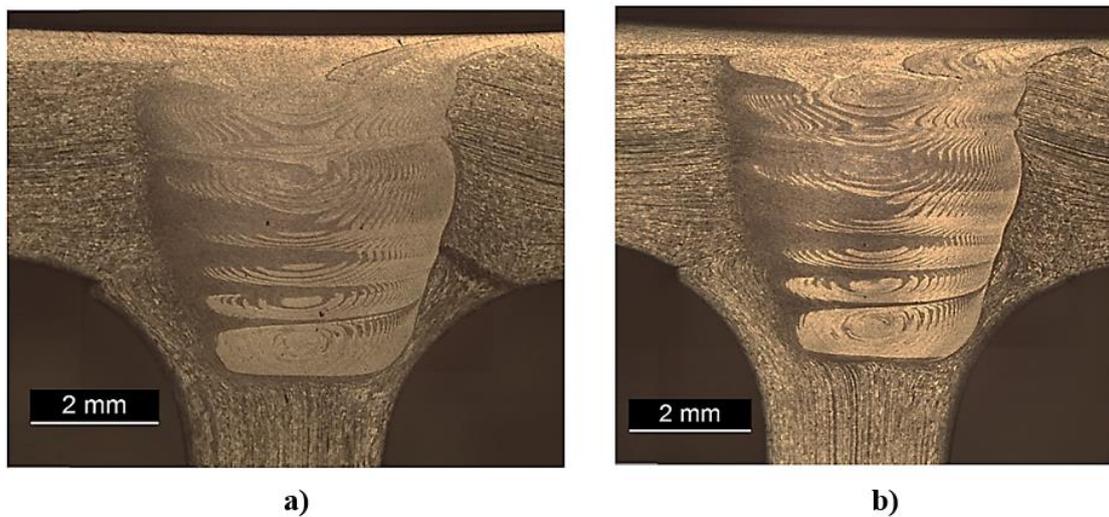


Figura 4.1 Macrografias das séries a) ACE 1 e b) ACE 2

Como é possível observar ambas as soldaduras apresentam o defeito de *kissing bond*.

Em seguida, apresentam-se as macrografias das soldaduras realizadas com a ferramenta piramidal, nas figuras 4.2, 4.3 e 4.4.

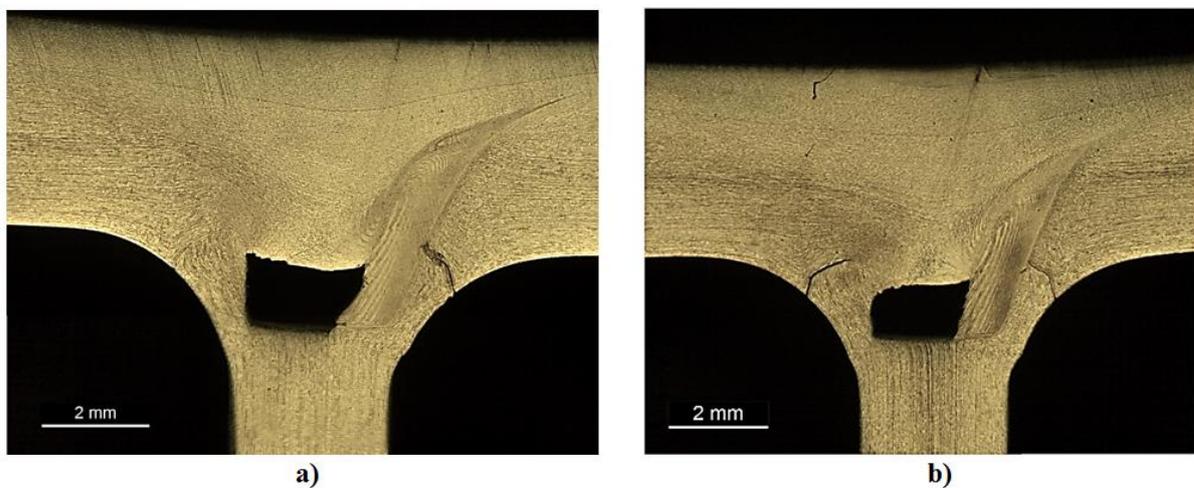


Figura 4.2 Macrografias das séries a) ACF 1 e b) ACF 2

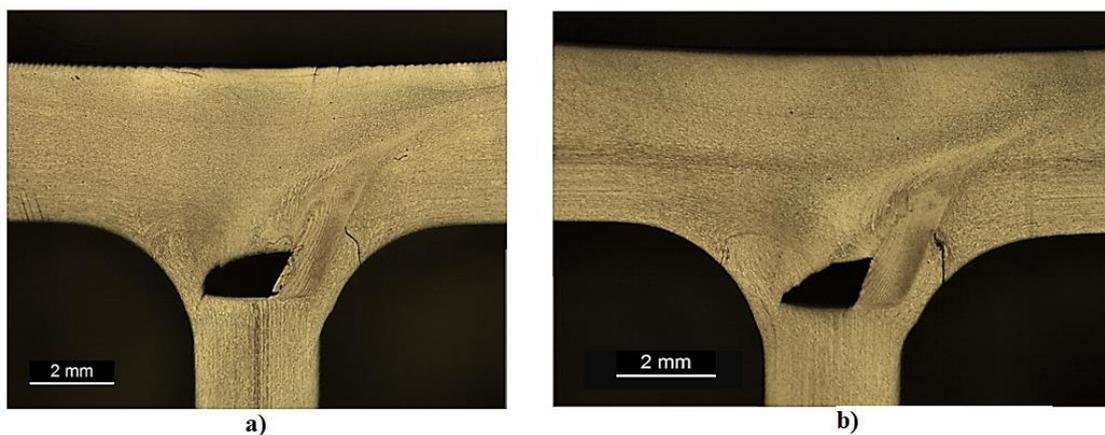


Figura 4.3 Macrografias das séries a) ACF 3 e b) ACF 4

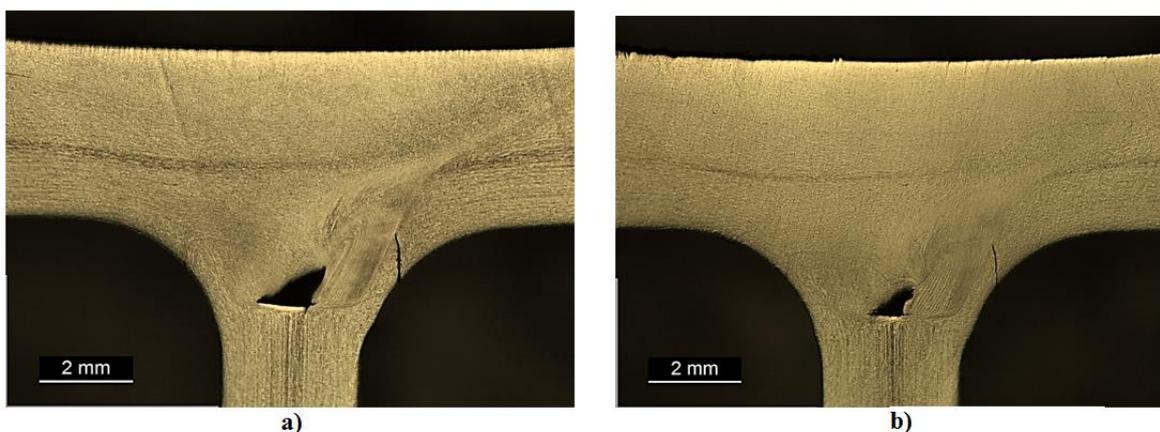


Figura 4.4 Macrografias das séries a) ACF 5 e b) ACF 6

É possível observar que, em todas as soldaduras os defeitos de túnel e *kissing bond* estão presentes. Daqui, concluiu-se que a ferramenta piramidal não valia a pena pois, como não apresenta rosca, não proporciona um fluxo de material vertical suficiente e consequentemente o defeito de túnel aparece.

A resolução do problema do *kissing bond* passou então por, diminuir a velocidade de avanço, de forma a aumentar a energia específica adicionada, promover maior mistura do material e por aumentar a penetração. Então foi obtida, para a configuração *T-lap*, uma soldadura sem defeitos, designada por ACE 5, realizada com uma velocidade de rotação de 1140 rpm, uma velocidade de avanço de 60 mm/min, um ângulo de inclinação de 3° e uma penetração de 6,4 mm.

Passando para a configuração *T-butt*, observou-se que, devido à própria geometria da configuração, era necessária uma ferramenta especial para que o material do *stringer* saliente para cima ficasse retido debaixo da ferramenta, a mistura e o fluxo de

material fossem adequados. Assim, pensou-se e criou-se uma ferramenta com dupla base roscada. A geometria e os detalhes completos desta ferramenta são apresentados no ANEXO E.

Então para esta configuração, foi obtida uma soldadura sem defeitos, designada por ADFD, realizada com uma velocidade de rotação de 1140 rpm, uma velocidade de avanço de 60 mm/min, um ângulo de inclinação de 3° e uma penetração de 5,5 mm.

4.2. Microestrutura

Neste subcapítulo será feita a análise de micrografias tiradas às séries *T-lap* e *T-butt*, para fazer a caracterização das diversas estruturas presentes nas zonas do provete.

4.2.1. Microestrutura da série *T-lap*

Para o estudo da microestrutura nesta configuração foi então usada a série ACE 5, pois não apresenta defeitos de soldadura. A figura 4.5 e 4.6 apresentam-se, respetivamente, a macrografia desta série e as micrografias das zonas assinaladas

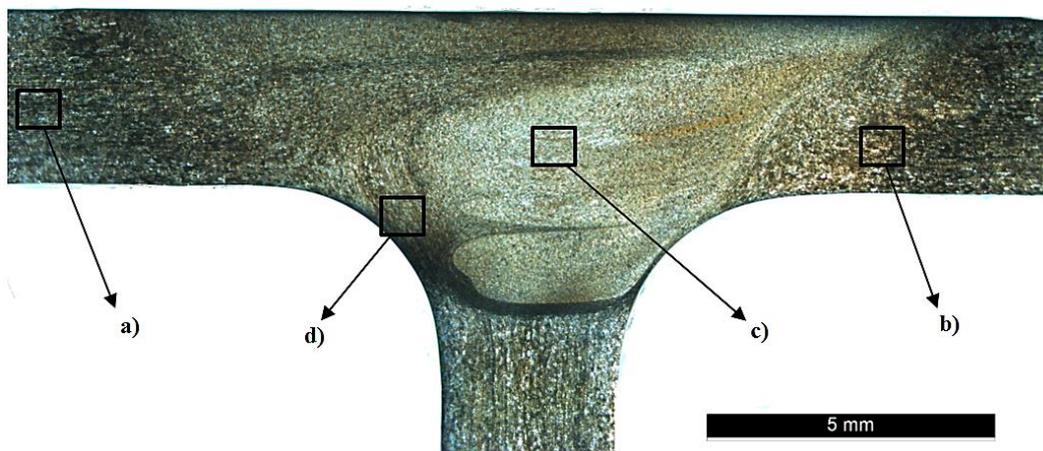


Figura 4.5 Macrografia da série ACE 5

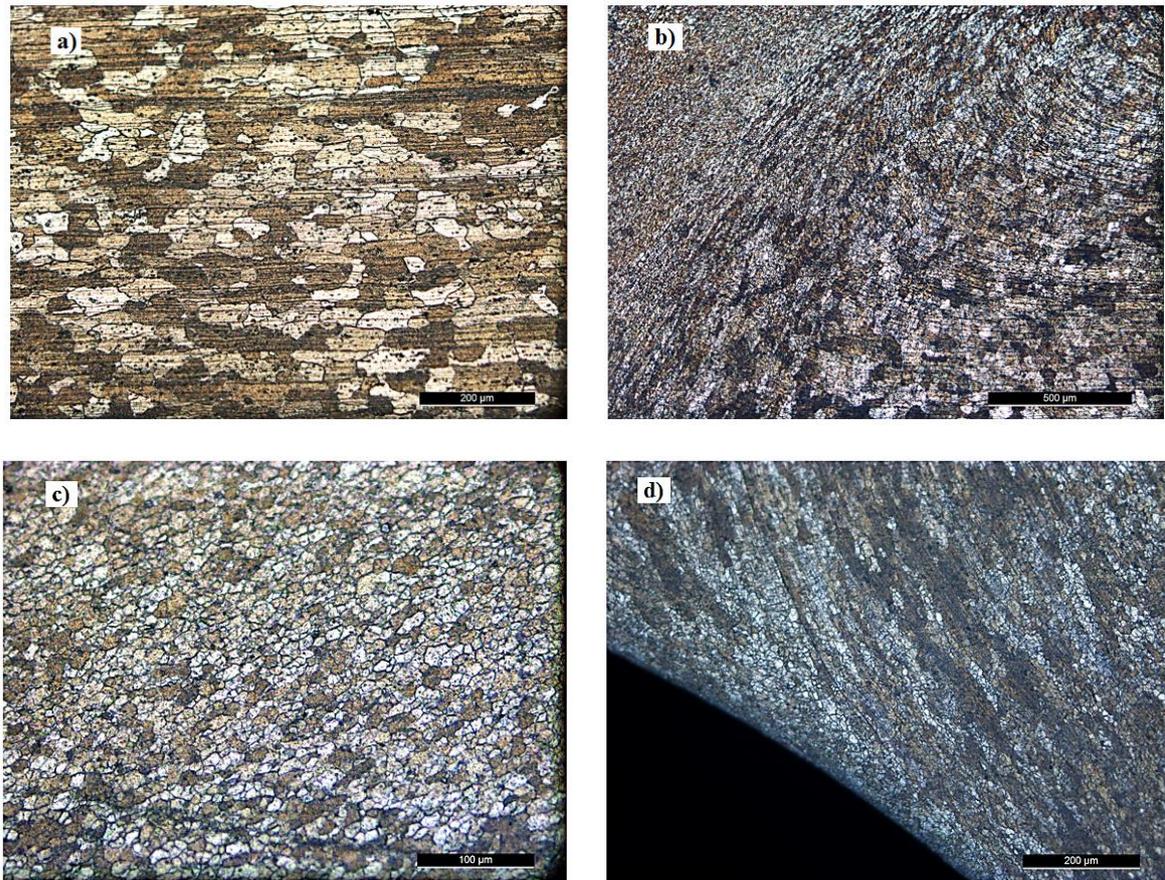


Figura 4.6 Micrografias das zonas assinaladas na figura 4.5

Na micrografia **a)** pode observar-se a estrutura do material base da liga AA 6082 e respetivo grão. Os grãos apresentam um formato alongado e estão orientados segundo a direção e sentido de laminagem. O grão apresenta altura compreendida entre 25 µm e 26 µm, e um comprimento entre 37 µm e 38 µm.

Em seguida, na micrografia **b)** é possível observar, da esquerda para a direita, três zonas distintas de soldadura: a zona do *nugget*, a zona térmica e mecanicamente afetada e a zona termicamente afetada. Na zona do *nugget*, por ser a zona diretamente em contato com a ferramenta, sofre grandes deformações e temperaturas o que a leva a apresentar um tamanho de grão muito reduzido, devido à recristalização. Na zona térmica e mecanicamente afetada, há ainda alguma deformação e temperatura envolvido o que leva a um tamanho de grão ligeiramente maior do que na zona do *nugget*. Nesta zona não há recristalização e o que se observa é grão alongado.

A microestrutura do *nugget* é apresentada na micrografia **c)** onde se pode observar um grande refinamento de grão. O tamanho deste grão encontra-se compreendido

entre 8 μm e 9 μm . Esta micrografia e a micrografia **a)** permite verificar bem a diferença de tamanho de grão entre o material de base e a zona do *nugget*.

Por fim, na micrografia **d)** é apresentado uma visão detalhada do pé do cordão e onde se pode observar desde logo a concordância que contribui para a diminuição significativa da concentração de tensões naquela zona. Apesar de pouco nítido, é possível também observar a linha de óxidos falada anteriormente. Para uma melhor nitidez e visualização desta linha de óxidos, esta micrografia é apresentada em maior dimensão no ANEXO F.

4.2.2. Microestrutura da série *T-butt*

Para esta configuração, foram então usadas micrografias tiradas à série ADFD. Na figura 4.7 é apresentado um esquema da macrografia e na figura 4.8 as micrografias das zonas assinaladas.

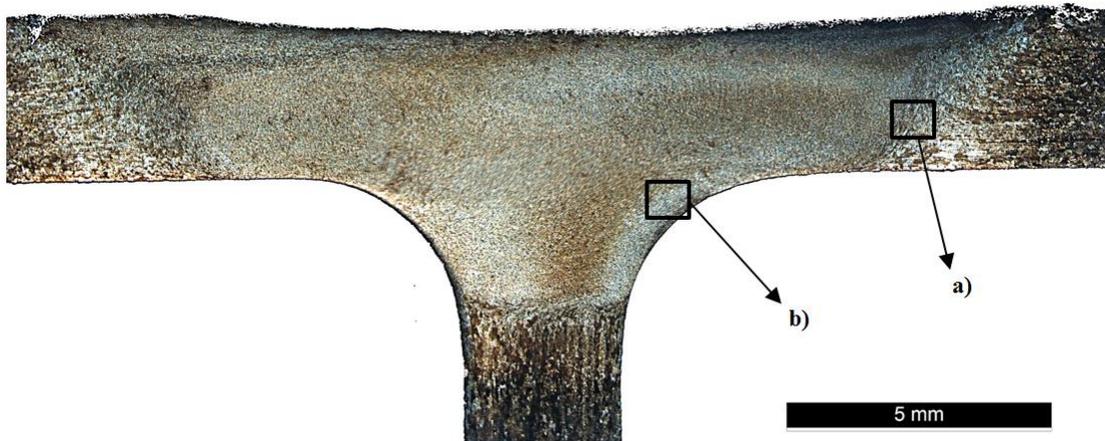


Figura 4.7 Macrografia da série ADFD

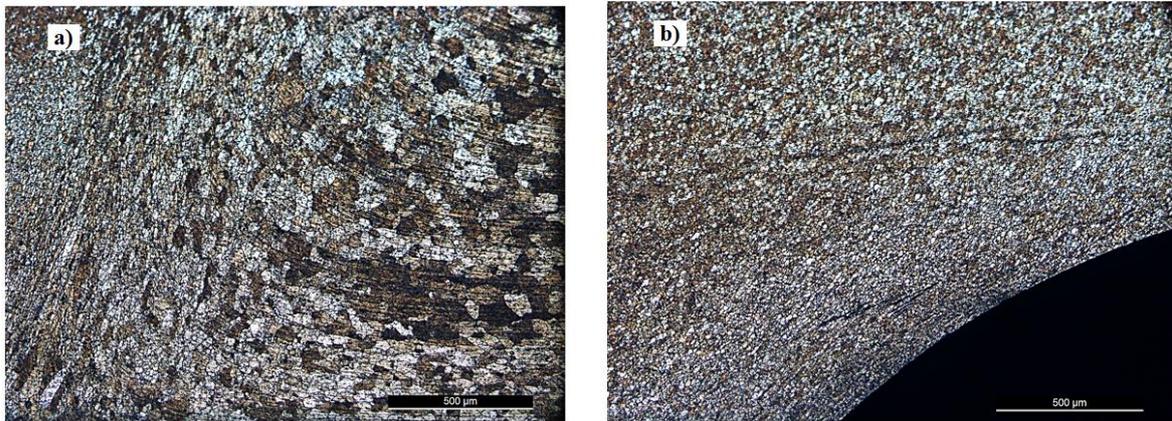


Figura 4.8 Micrografias das zonas assinaladas na figura 4.7

Começando pela macrografia, salta logo à vista o tamanho da zona do *nugget* quando comparada com a da série ACE 5. Observa-se que é claramente maior, pois a geometria da ferramenta usada nesta configuração, implica uma maior área da ferramenta que vai entrar em contato direto com a peça.

Na micrografia **a)** é então apresentada, da esquerda para a direita, a zona do *nugget*, a zona térmica e mecanicamente afetada e a zona termicamente afetada. Nota-se alguma diferença no fluxo de material quando comparado com a mesma zona da série ACE 5, onde esta não possui um fluxo tão vertical como a da série ADFD.

N micrografia **b)** é apresentado o pé do cordão, onde se pode observar que a linha de óxidos é inexistente e que, quando comparado com a série ACE 5, o fluxo de material é muito menos acentuado.

Por fim, na figura 4.9 são apresentadas, com a mesma ampliação, a zona do *nugget* de ambas as séries, e onde se pode observar a diferença de tamanho de grão.

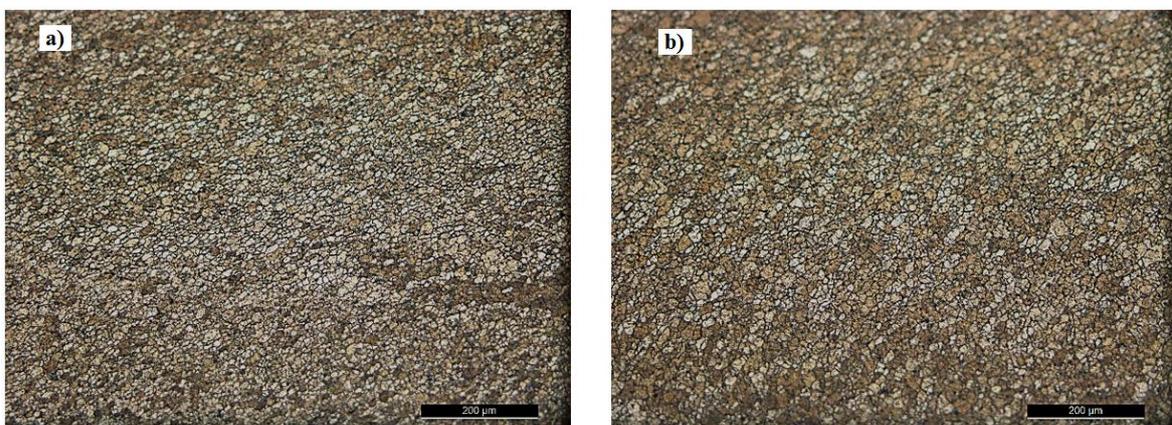


Figura 4.9 Micrografia do grão das duas séries: a) ACE 5 e b) ADFD

Como é possível observar, o grão da série ADFD, com valores compreendidos entre 10 μm e 11 μm , é ligeiramente superior ao da série ACE 5. Devido à diferença de design e tamanhos na ferramenta, a ferramenta usada na série ADFD induz mais calor e conseqüentemente provoca um ligeiro aumento de grão. A área da interface entre a ferramenta e o material é maior para esta ferramenta, pelo que gera mais calor.

4.3. Análise de microdurezas

Aqui será feita a análise de durezas das séries ACE 5 e ADFD.

4.3.1. Microdureza da série ACE 5

Na figura 4.10 é apresentado o perfil de durezas da série ACE 5.

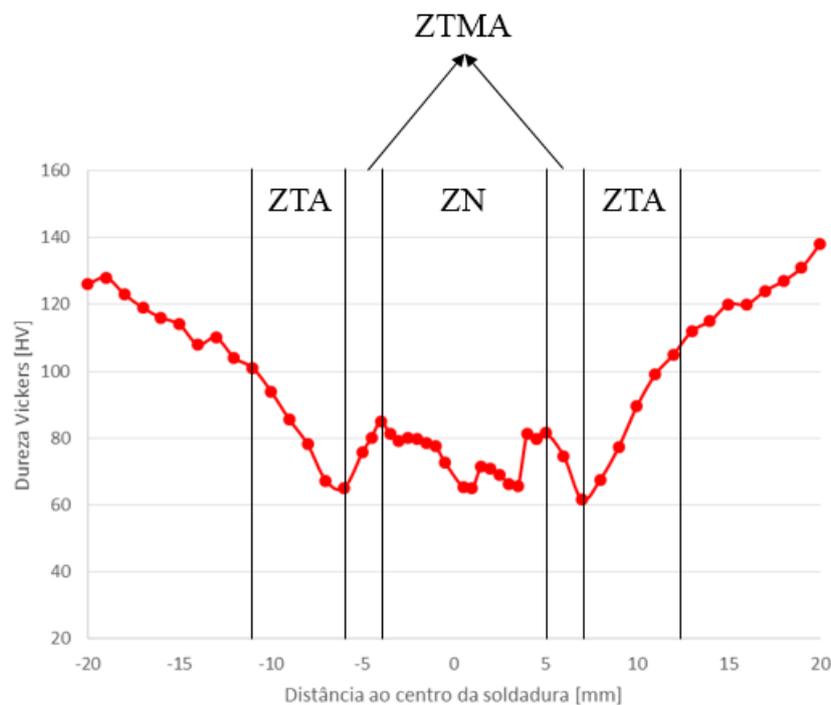


Figura 4.10 Perfil de durezas da série ACE 5

É possível observar desde logo, as durezas distintas nas zonas do material de base (MB), nas zonas termicamente afetadas (ZTA), nas zonas térmica e mecanicamente afetadas (ZTMA) e nas zonas do *nugget* (ZN).

Começando pelo material de base, este apresenta uma dureza que varia entre 120 $\text{HV}_{0,2}$ e 125 $\text{HV}_{0,2}$, valores estes normais para a liga AA 6082.

Passando para a zona termicamente afetada, verificam-se durezas a variar entre 64 HV_{0,2} e 100 HV_{0,2}.

Na zona térmica e mecanicamente afetada, observa-se uma queda de dureza bastante acentuada (65 HV_{0,2}), atingindo quase metade da dureza do material de base (120 HV_{0,2}). Nesta zona, devida às tensões e à temperatura verificadas no processo, vai haver uma dissolução dos precipitados mais pequenos e em seguida os átomos desses precipitados vão juntar-se aos precipitados de tamanho maior, fazendo-os crescer e provocar assim, esta grande diminuição de dureza.

Por fim, na zona do *nugget* verifica-se um ligeiro aumento de dureza para valores entre 75 HV_{0,2} e 80 HV_{0,2}. Como esta zona é sujeita às maiores deformações e temperaturas, vai haver um grande refinamento de grão e uma dissolução de precipitados e subsequente reprecipitação o que leva a este ligeiro aumento de dureza verificado.

4.3.2. Microdureza da série ADFD

É apresentada na figura 4.11 o perfil de durezas da série ADFD.

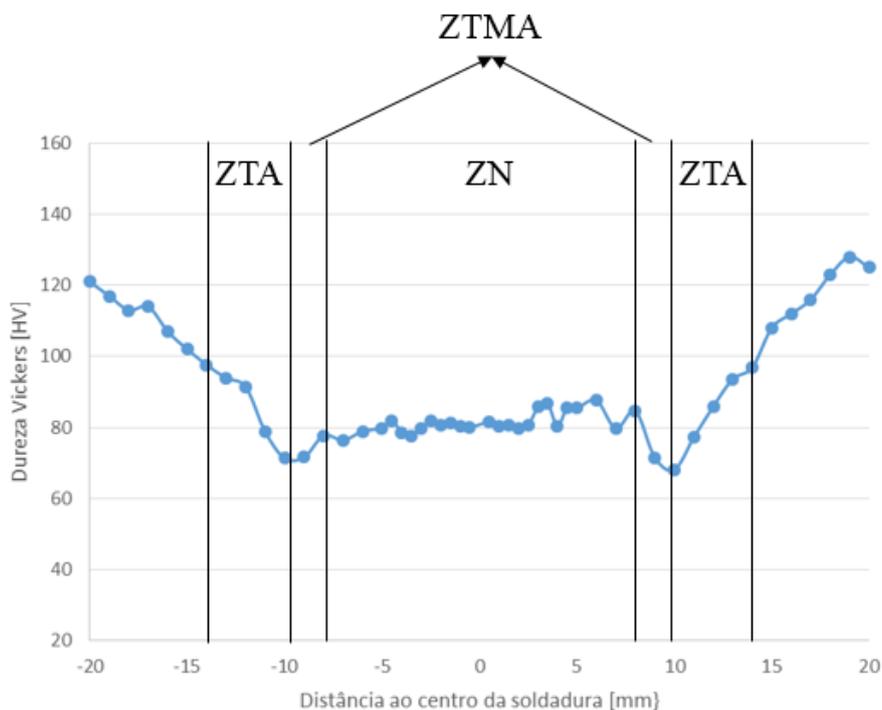


Figura 4.11 Perfil de durezas da série ADFD

Como se pode observar desde logo, esta série também apresenta como esperado uma grande semelhança ao perfil da série ACE 5. Observa-se, mais uma vez, que a dureza

vai diminuindo até atingir um mínimo na zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA) e onde em seguida volta a crescer para valores de 80 HV_{0,2} na zona do *nugget*. A diferença visível é a continuidade deste valor de dureza durante uma distância maior, resultante das zonas de soldadura serem de dimensão maior da série ACE 5, como já explicado anteriormente.

4.4. Análise de resistência à tração

Nesta análise, incorpora-se ensaios de tração normal para o material de base, para a série ACE 5 e para a série ADFD. Para os ensaios de arrancamento são apenas ensaiadas ambas as séries, ACE 5 e ADFD. Os resultados de tração normal serão comparados com os resultados obtidos por João Rangel, 2012 em MIG e MIG+FSP. Para arrancamento a comparação será feita com o estudo realizado por L. Fratini et al., 2009.

4.4.1. Ensaios de tração na pele (*Skin*)

Na figura 4.9 e tabela 2 são apresentados, respetivamente, os gráficos representativos dos ensaios de tração realizados e as propriedades mecânicas obtidas dos ensaios.

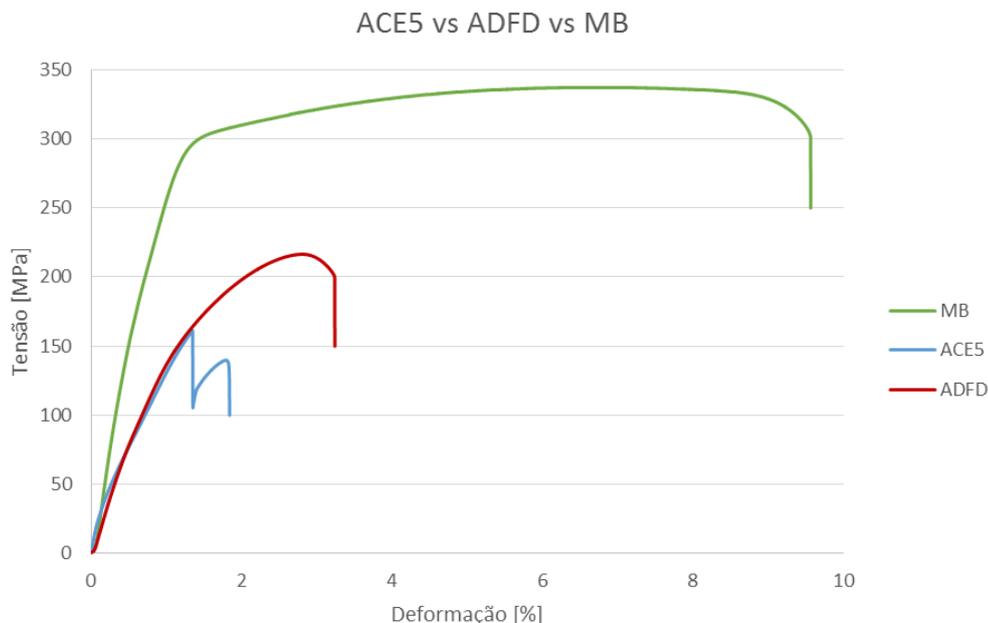


Figura 4.12 Ensaios de tração do material de base e das séries ACE 5 e ADFD

Tabela 2 Propriedades mecânicas de cada uma das séries

	σ_r (MPa)	$\varepsilon_{m\acute{a}x}$ (%)	Along. para $\sigma_{m\acute{a}x}$ (mm)
MB	335	10	8,22
ACE 5	160	1,84	1,34
ADFD	216	3,4	2,98
MIG	250	4	4,16
MIG+FSP	239	6	5,25

Quando comparado com o material de base, a série ACE 5 apresenta um decréscimo de 52% na tensão de rotura e uma extensão e deformação muito baixa. Como esta série apresenta uma linha de óxidos, a concentração de tensões nessa zona é muito grande o que leva à fratura nesta zona, sem haver praticamente qualquer deformação.

Já para a série ADFD há apenas um decréscimo de 36% na tensão de rotura. A extensão e a deformação diminuem sensivelmente para um terço do material de base. A fratura destes provetes deu-se na zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA), que devido às tensões e temperatura a que está sujeita, apresenta uma grande redução de dureza, como já observado anteriormente.

Comparando agora, a série ACE 5 com o estudo referenciado acima, é possível observar que, mais uma vez, há um decréscimo de 36% e de 33% em relação às séries MIG e MIG+FSP, respetivamente. Como já referido, a presença de defeitos (linha de óxidos) é a causa deste decréscimo. Já a série ADFD, como não tem presença de defeitos, apresenta resultados melhores. Observa-se apenas um decréscimo, respetivamente, de 14% e de 10% em relação às séries MIG e MIG+FSP.

Na figura 4.13 e 4.14 são mostradas, respetivamente, a fratura da série ACE 5 e ADFD.



Figura 4.13 Fratura da série ACE 5 em tração normal



Figura 4.14 Fratura da série ADFD em tração normal

4.4.2. Ensaios de tração de arrancamento

Na figura 4.15 é apresentado um gráfico representativo, onde é possível observar e comparar diretamente os resultados obtidos para ambas as séries com os resultados obtidos por Fratini et al., 2009.

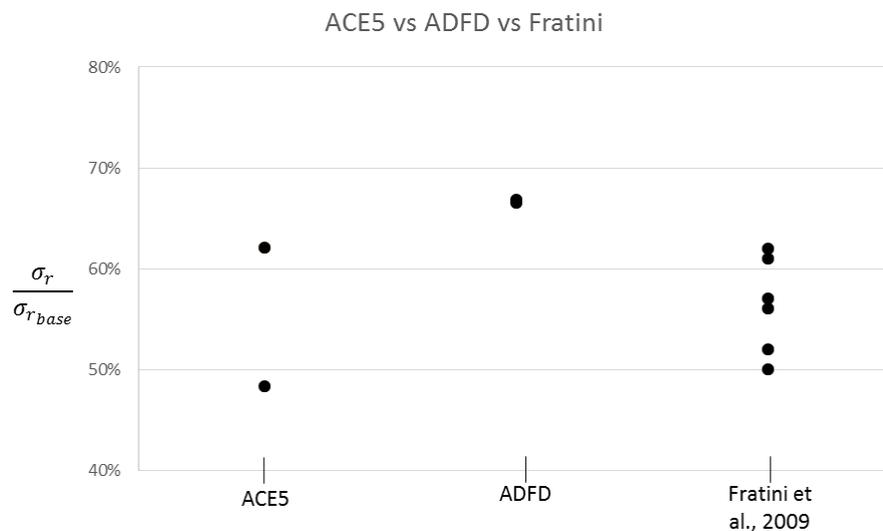


Figura 4.15 Resultados obtidos em ensaios de arrancamento

Como é possível observar, a série ACE5 apresenta valores próximos dos obtidos por Fratini, com valores compreendidos entre 48% e 62%. Mais uma vez, a presença de defeitos, quer no caso da série ACE5 quer no caso de Fratini et al., 2009, implica uma grande concentração de tensões levando à rotura nessa zona e consequentemente a resultados piores e também a uma dispersão nos resultados obtidos.

Já a série ADFD apresenta o melhor resultado de todas as séries em comparação, apresentando um valor de 67%. Como esta série não apresenta defeitos, os resultados são melhores e não apresenta grande dispersão nos resultados. A fratura dá-se pelo *stringer* na zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA), zona de grande perda de dureza.

Nas figuras 4.16 e 4.17 apresentam-se, respetivamente, as fotografias da fratura das séries ACE5 e ADFD.

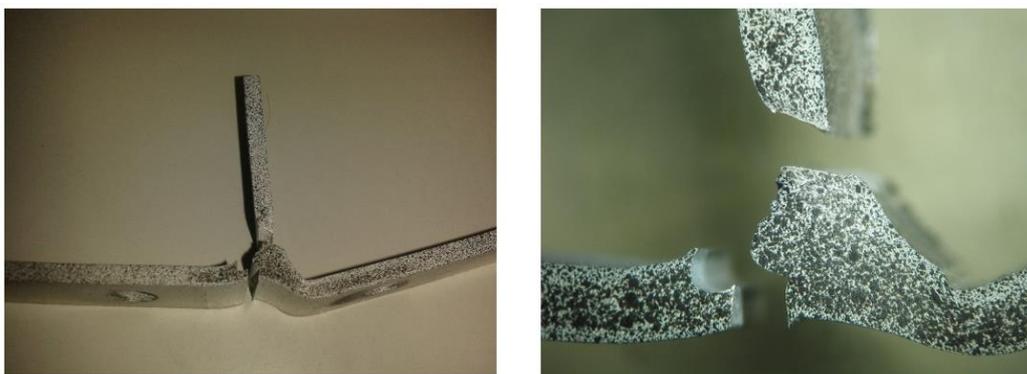


Figura 4.16 Fratura da série ACE 5 em arrancamento

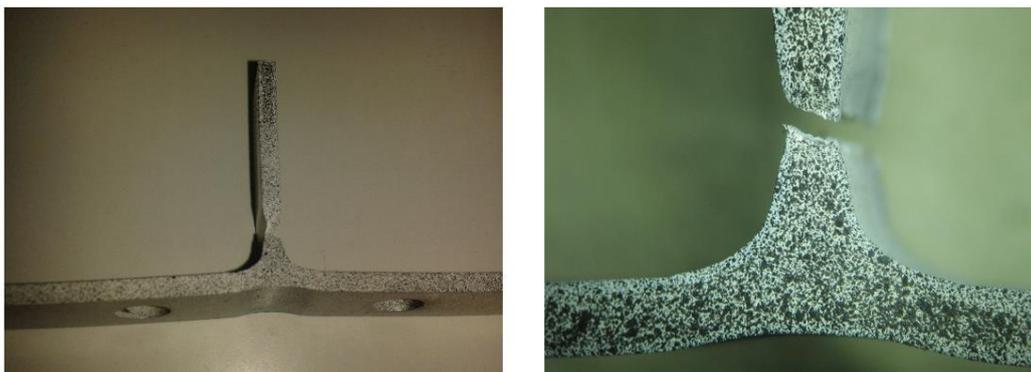


Figura 4.17 Fratura da série ADFD em arrancamento

4.5. DEFORMAÇÕES LOCAIS

Com recurso ao ARAMIS e através de comparação de fotografias é possível estudar em detalhe as deformações ocorridas nos provetes durante o ensaio. A frequência de

obtenção de fotografias foi de uma fotografia por segundo. Para todos os ensaios foram obtidos os gradientes de deformação e respectivos valores para três estágios: estágio de carga máxima, estágio a dois terços da carga máxima e estágio a um terço da carga máxima.

4.5.1. Deformação em ensaio tração no *skin*

Na figura 4.18 apresentam-se os gradientes de deformação para a série ACE 5 para os três estágios de carga.

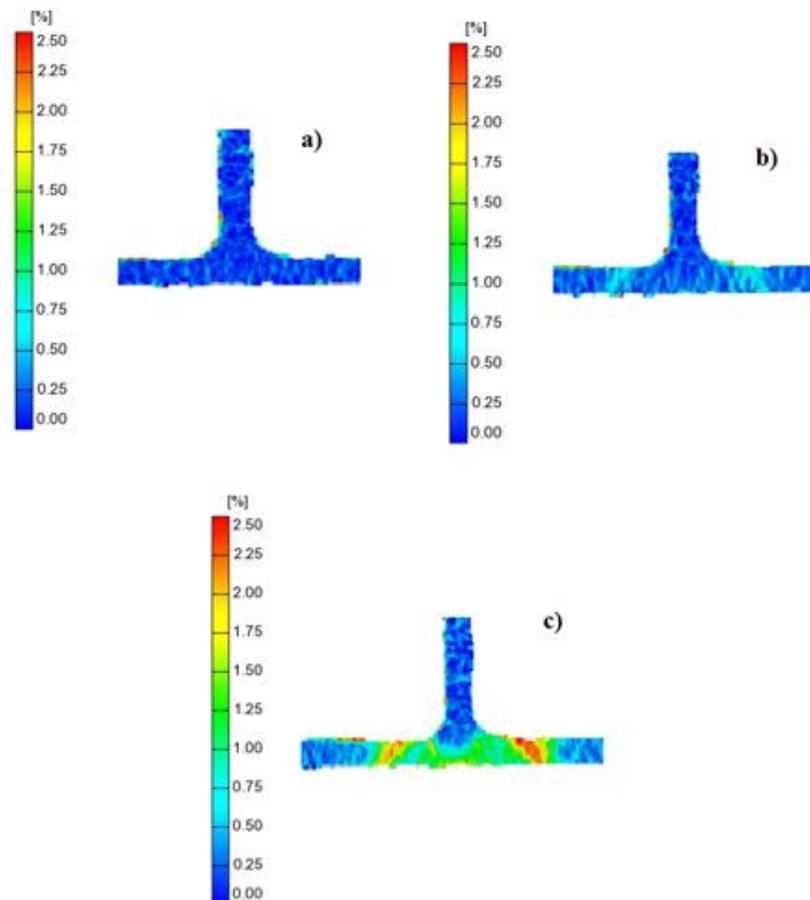


Figura 4.18 Deformação da série ACE 5 em tração normal: a) carga a um terço, b) carga a dois terços e c) carga máxima

Começando pela imagem **a)**, não existe ainda praticamente deformação visível no provete.

Na imagem **b)**, observa-se logo o ponto de maior concentração de tensões, na zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA). A deformação começa a acentuar nessa zona e na imagem **c)** já é claramente visível esta zona onde a deformação é maior, atingindo

o valor de 2,5% enquanto o resto da zona de soldadura apresenta valores de deformação na ordem dos 1%.

As deformações obtidas são bastante baixas, praticamente não havendo deformação plástica, pois a presença da linha de óxidos é um ponto de concentração de tensões ainda maior, o que leva a que a rotura se dê nessa zona quase instantaneamente, como se pode observar na imagem **c)** e apesar de haver uma deformação maior na zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA).

Em seguida, a figura 4.19 ilustra o gradiente de deformação para a série ADFD para os três estágios de carga.

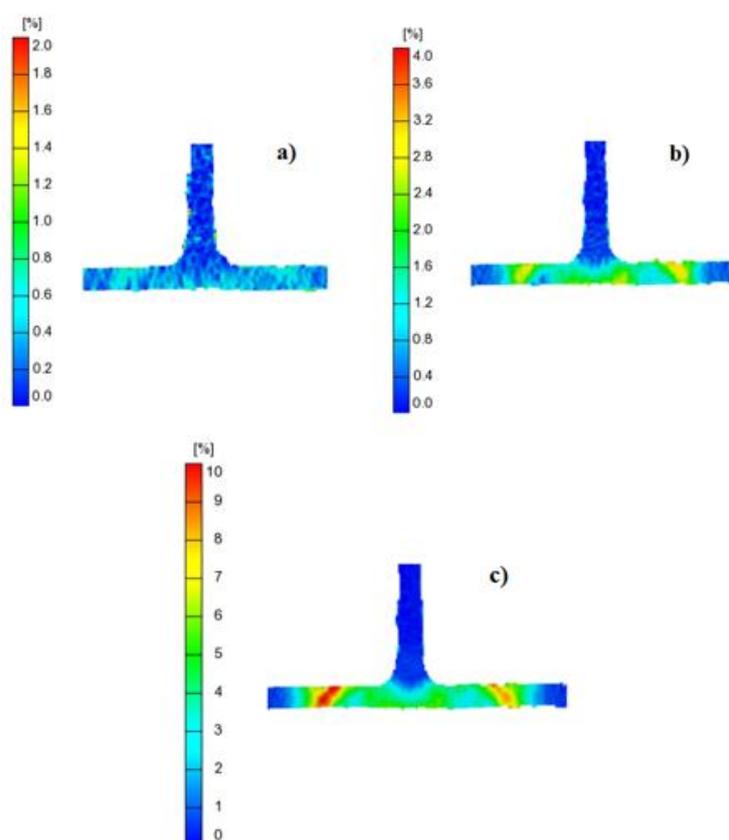


Figura 4.19 Deformação da série ADFD em tração normal: a) carga a um terço, b) carga a dois terços e c) carga máxima

Na imagem **a)** é possível observar, mais uma vez, que as deformações são praticamente inexistentes, atingindo valores da ordem de apenas 0,4%.

No caso da imagem **b)** já é possível observar alguma deformação, na zona térmica e mecanicamente afetada, ponto de maior concentração de tensões, devido à grande redução de dureza aí verificada, onde atinge valores da ordem dos 3%. Este valor de deformação já é maior que o atingido na série ACE 5, que para carga máxima apresentava

apenas deformações de 2,5%. Relatando aos gráficos de tração apresentados anteriormente, observa-se que para a deformação de 3% já a série ACE 5 tinha atingido a tensão de rotura.

Por fim, na imagem c) observa-se a situação de carga máxima que antecede o momento de rotura e onde é possível observar deformações da ordem dos 10% na zona termic e mecanicamente afetada (ZTMA), zona onde a peça acabaria por fraturar como já demonstrado anteriormente na figura 4.14. Esta série como não apresenta defeitos, permite a obtenção de melhores resultados quando comparado com a série ACE 5.

4.5.2. Deformação em arrancamento

Na figura 4.20 apresentam-se as imagens com os gradientes de deformação na série ACE5, para os três estágios de carga.

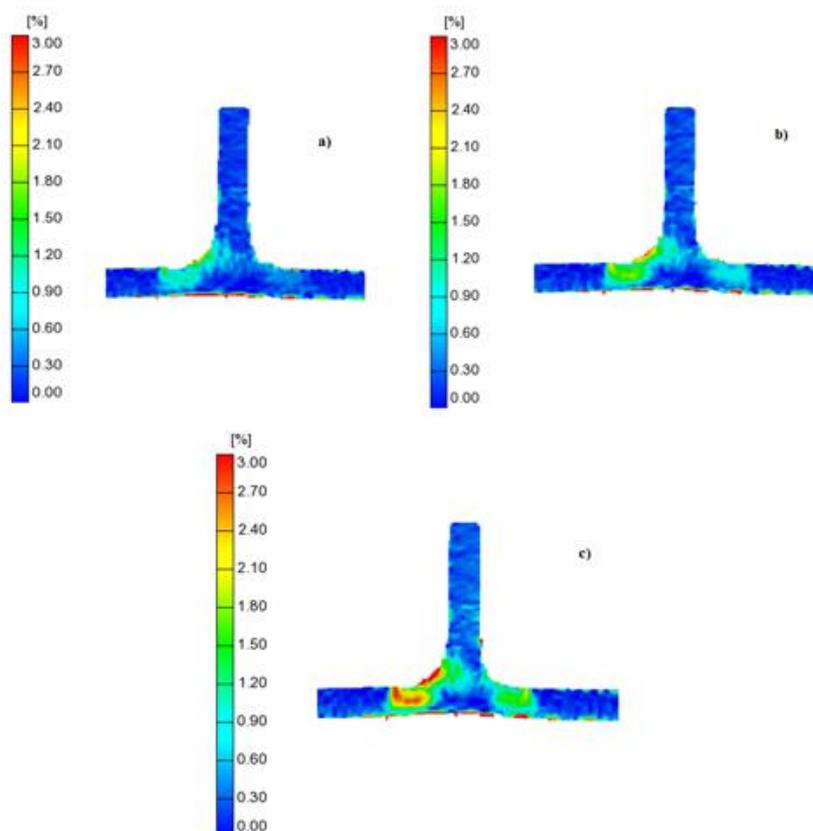


Figura 4.20 Deformação na série ACE 5 em arrancamento: a) carga a um terço, b) carga a dois terços e c) carga máxima

Na imagem a) observa-se a deformação a concentra-se no pé do cordão no lado esquerdo, devido ao efeito geométrico, atingindo valores na ordem dos 2%. Como zona de concentração de tensões é esperado que isto aconteça.

Para o estágio de dois terços da carga, na imagem **b)** verifica-se que a deformação continua a aumentar mas ainda sem atingir valores de grande ordem (apenas 3% de deformação). Observa-se ainda alguma deformação a começar a concentrar-se na zona de dureza reduzida, a zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA).

Finalmente, para a carga máxima, na imagem **c)** continua a acentuação da deformação nas zonas referidas anteriormente. Este momento, antecede a rotura e apesar desta deformação o provete acaba por fraturar no lado direito, quase instantaneamente e sem haver deformação, tal como tinha ocorrido para tração normal. Mais uma vez, este fato é explicado pela existência da linha de óxidos, que é um ponto de concentração de tensões tal, que o provete fratura quase instantaneamente sem haver praticamente deformação.

Em seguida, na figura 4.21 são apresentados os gradientes de deformação para os três estágios na série ADFD.

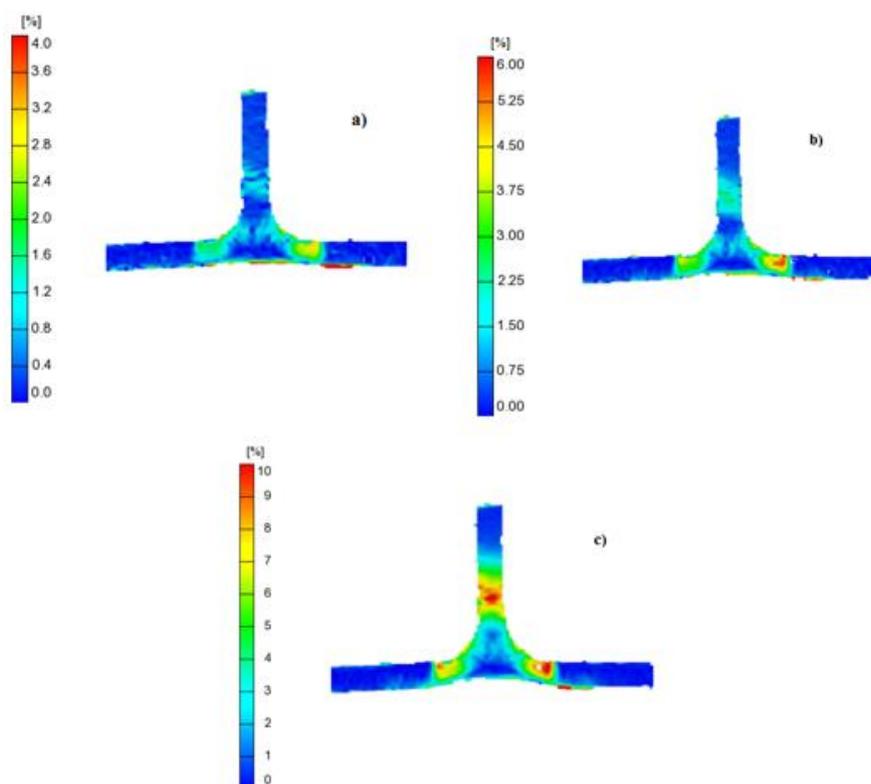


Figura 4.21 Deformação na série ADFD em arrancamento: a) carga a um terço, b) carga a dois terços e c) carga máxima

Na imagem **a)** observa-se já alguma deformação no pé do cordão, atingindo valores na ordem dos 4%.

Ao passar-se à análise da imagem **b)**, verifica-se um acentuamento da deformação nessa mesma zona, com valores que atingem os 6%. Começa-se também a

verificar alguma deformação na zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA) do *stringer*, ponto este onde existe um grande decaimento da dureza, explicando assim esta deformação.

Finalmente, na imagem **c)**, ponto de carga máxima, verificam-se já deformações consideráveis, da ordem dos 10%, quer para a zona da concordância quer para a zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA) do *stringer*. Apesar da concentração de defeitos na concordância, o provete acabaria por partir na zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA) do *stringer*, o que indica que a redução de dureza foi um fator mais relevante do que a concentração de tensões causada pelo efeito geométrico, tal como já se tinha verificado para os ensaios de tração normal nesta mesma série.

4.6. Análise de fadiga

Para ambas as séries foi usada uma razão de tensões de $R=0,02$. A gama de tensões variou de 120 MPa a 170 MPa para a série ACE 5 e de 140 MPa a 190 MPa para a série ADFD. Os resultados obtidos serão ainda comparados com os obtidos por João Rangel, 2012, em provetes somente soldados pelo processo MIG e soldados por MIG com pós processamento *por Friction Stir Processing* (FSP).

Para a realização da transformação de tensões nominais em tensões locais é necessário calcular o fator de concentração de tensões dinâmico K_f . Para tal, recorreu-se ao método dos elementos finitos no software Inventor. Para uma tensão nominal de 100 MPa, obtêm-se a tensão máxima. O fator de concentração de tensões estático K_t é então dado por:

$$K_t = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_{nom}}$$

O fator de concentração de tensões estático obtido foi de $K_t = 1,17$

Depois de obtido K_t , recorrendo à fórmula de Peterson, obtêm-se então o fator dinâmico de concentração de tensões. A fórmula de Peterson é dada por:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{a}{r}}$$

Onde r é o raio de concordância e a é a constante de Peterson que tem o valor de $a = 0,635 \text{ mm}$ (Peterson, 1959). Obtido o fator de concentração de tensões dinâmico, basta apenas multiplicar este pela tensão nominal e obtêm-se assim as tensões locais.

4.6.1. Comparação entre série ACE5 e ADFD

Para a obtenção das curvas S-N foram usados onze provetes para a série ACE5 e nove provetes para a série ADFD. A resistência à fadiga é calculada para uma vida de um milhão de ciclos (10^6 ciclos). As curvas S-N obtidas, para tensões nominais, e a tabela com os valores relevantes, são apresentados, respectivamente, na figura 4.22 e tabela 3.

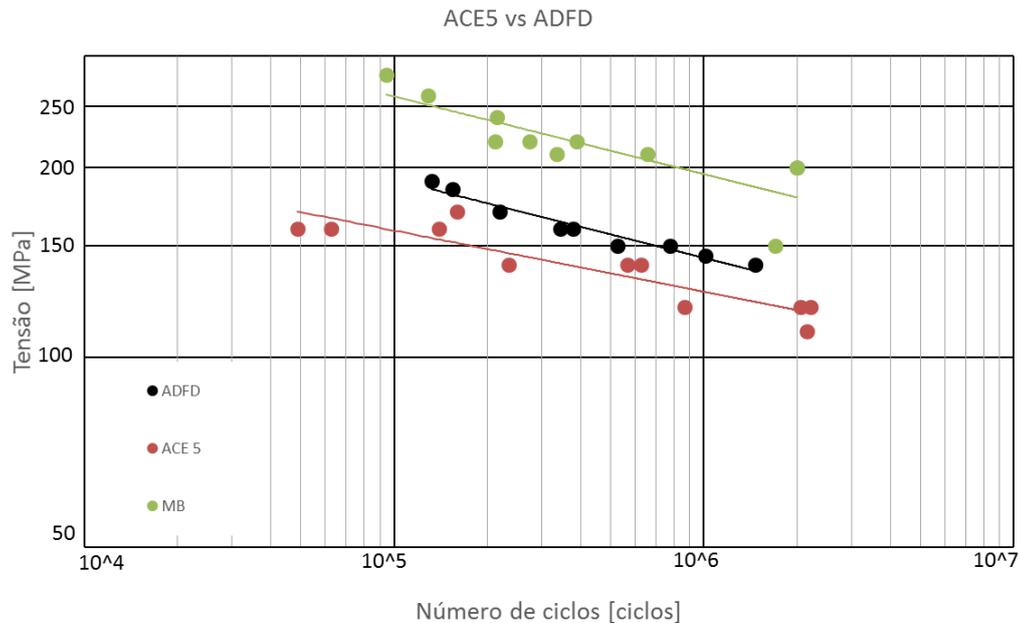


Figura 4.22 Curvas S-N obtidas para as séries ACE 5, ADFD e material de base, em tensões nominais

Tabela 3 Resistência à fadiga para 10^6 ciclos em tensões nominais

	Equação da reta	Tensão para 10^6 ciclos (MPa)
MB	$\sigma = 1071,8. N^{-0,123}$	196
ACE 5	$\sigma = 485,43. N^{-0,097}$	127
ADFD	$\sigma = 797,49. N^{-0,124}$	144

Pela análise do gráfico e da tabela é possível observar desde logo, a dispersão de resultados da série ACE5 quando comparada com a série ADFD. A explicação para este fato deve-se à presença de defeitos nesta série, o que leva a uma inconstância nos resultados obtidos. Passando para a análise de tensões, é possível observar que a resistência à fadiga de ambas as séries diminui quando comparada com o material de base. A série ACE5 apresenta uma diminuição na resistência à fadiga de 35% e a série ADFD uma

diminuição de 27%. Quando comparadas entre si, a resistência à fadiga da série ACE5 apresenta uma diminuição de apenas 11% em relação à série ADFD.

Para tensões locais, os resultados obtidos encontram-se, respectivamente, na figura 4.23 e na tabela 4.

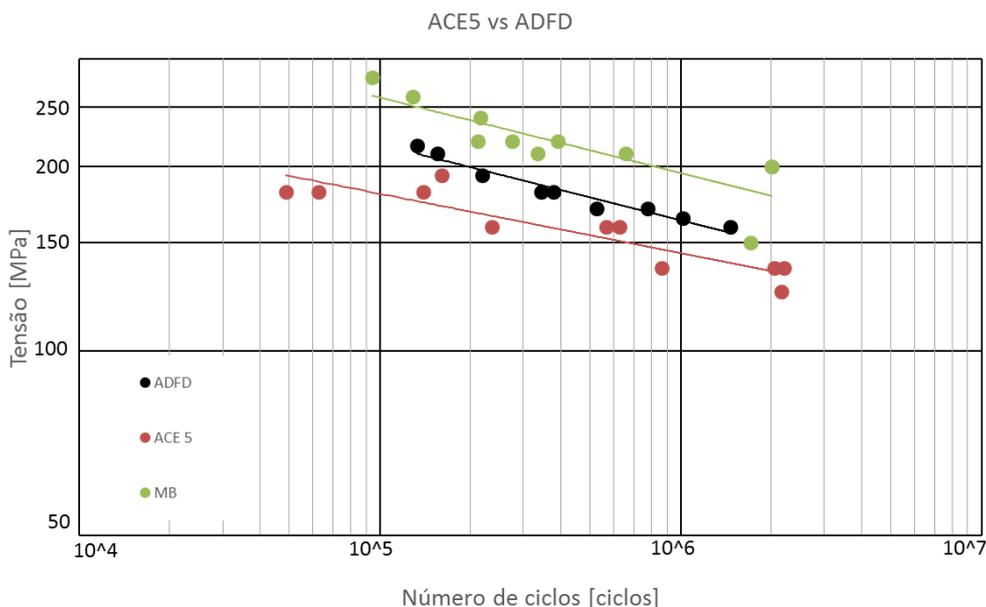


Figura 4.23 Curvas S-N obtidas para as séries ACE 5, ADFD e material de base, em tensões locais

Tabela 4 Resistência à fadiga para 10^6 ciclos em tensões locais

	Equação da reta	Tensão para 10^6 ciclos (MPa)
MB	$\sigma = 1071,8 \cdot N^{-0,123}$	196
ACE 5	$\sigma = 551,93 \cdot N^{-0,097}$	145
ADFD	$\sigma = 906,74 \cdot N^{-0,124}$	164

Como se pode observar, existe uma aproximação de ambas as séries ao material de base, o que indica que este efeito geométrico tem alguma importância na resistência de juntas soldadas à fadiga, apesar de apresentar um valor relativamente baixo de fator de concentração de tensões dinâmico ($K_f = 1,137$). Para tensões locais, há apenas uma diminuição da resistência à fadiga de 26% para a série ACE5 e de 17% para a série ADFD, comparadas com o material de base.

4.6.1. Comparação com MIG e MIG+FSP

Para a realização dos ensaios, João Rangel, 2012 usou doze provetes quer para os ensaios MIG quer para os ensaios MIG+FSP. Na figura 4.24 e tabela 5 apresentam-se os resultados obtidos para tensões nominais.

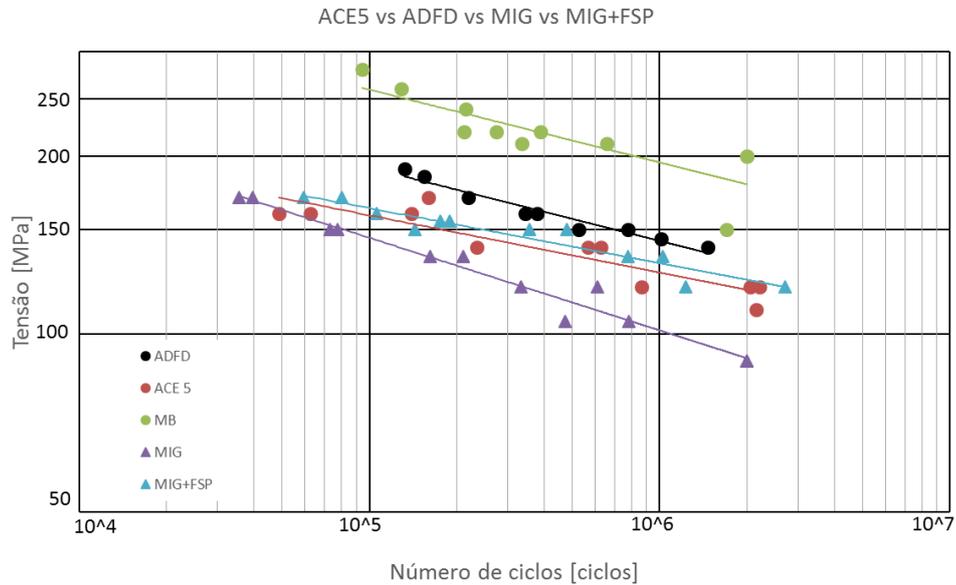


Figura 4.24 Curvas S-N de todas as séries, em tensões nominais

Tabela 5 Resistências à fadiga de todas as séries, em tensões nominais

	Equação da reta	Tensão para 10^6 ciclos (MPa)
MB	$\sigma = 1071,8. N^{-0,123}$	196
ACE 5	$\sigma = 485,43. N^{-0,097}$	127
ADFD	$\sigma = 797,49. N^{-0,124}$	144
MIG	$\sigma = 885,65. N^{-0,157}$	101
MIG+FSP	$\sigma = 478,04. N^{-0,093}$	132

Como é possível observar a série soldada por MIG apresenta resistências à fadiga, claramente inferiores a todas as outras séries. Já a série MIG+FSP apresenta valores ligeiramente superiores ao da série ACE5 mas inferiores à série ADFD. Quando comparado com o material de base, a série MIG apresenta uma diminuição na resistência à fadiga de 48% e a série MIG+FSP uma diminuição de 33%. Pelo valor da série MIG, observa-se uma diminuição para quase metade da resistência à fadiga, enquanto a série ADFD apresenta uma diminuição de apenas 25%. Ao comparar-se as séries entre si, observa-se um aumento da

resistência à fadiga de 26% da série ACE5 em relação à série MIG e um aumento de 40% da série ADFD em relação à série MIG. Verifica-se ainda, uma diminuição da resistência à fadiga de apenas 3% da série ACE5 comparada com a série MIG+FSP e um aumento considerável de quase 9% da série ADFD comparada com a série MIG+FSP.

Esperava-se a obtenção de melhores resultados com série ACE5 em relação à série MIG+FSP, mas a presença de defeitos provavelmente, inviabilizou essa possibilidade. Ainda assim, obtiveram-se resultados bastante próximos dos obtidos por João Rangel, 2012 em MIG+FSP.

Na figura 4.25 e tabela 6 apresentam-se, os resultados obtidos mas em tensões locais.

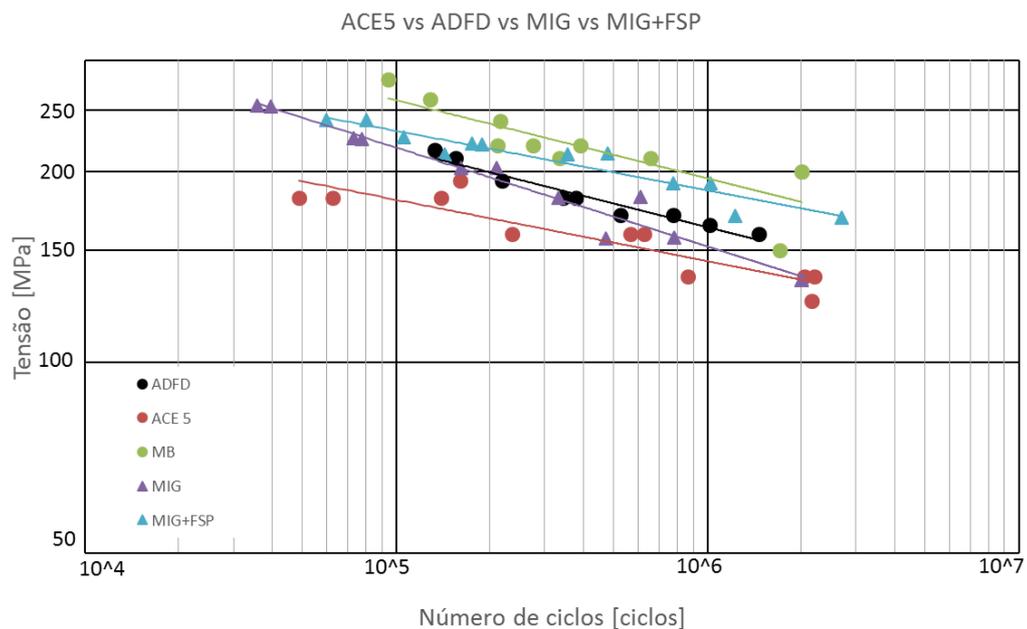


Figura 4.25 Curvas S-N de todas as séries, em tensões locais

Tabela 6 Resistências à fadiga de todas as séries, em tensões locais

	Equação da reta	Tensão para 10^6 ciclos (MPa)
MB	$\sigma = 1071,8. N^{-0,123}$	196
ACE 5	$\sigma = 551,93. N^{-0,097}$	145
ADFD	$\sigma = 906,74. N^{-0,124}$	164
MIG	$\sigma = 1318,5. N^{-0,156}$	153
MIG+FSP	$\sigma = 685,87. N^{-0,094}$	187

Ao analisarmos os resultados, observa-se desde logo a diferença do efeito geométrico das séries MIG e MIG+FSP para as séries ACE5 e ADFD. O efeito geométrico nestas é um fator ainda mais importante. Assim verificamos, para a série MIG uma diminuição de 23% e para a série MIG+FSP uma diminuição de apenas 5%, quando comparados com o material de base. Para tensões locais verifica-se então, que a série MIG+FSP apresenta a melhor resistência à fadiga do que até a série ADFD, o que não acontecia para tensões nominais. Comparando as séries, verifica-se uma diminuição de 5% da série ACE5 em relação à série MIG, ao invés do que acontecia para tensões locais, aonde havia um aumento de resistência à fadiga. A série ADFD regista um aumento de 7% em relação à série MIG, valor muito mais baixo do que o registado para tensões nominais. Por fim, a série ACE5 apresenta uma diminuição de 23% da resistência à fadiga quando comparada com a série MIG+FSP. Ao invés do que acontece para tensões nominais, há uma diminuição também de 13% da resistência á fadiga da série ADFD comparada com a série MIG+FSP.

4.7. Análise de superfície de fratura

Foram selecionados 3 provetes que aparentavam ter superfícies de fratura interessantes para a realização das fotografias. No caso da série ACE5 foi selecionado um provete com linha de óxidos e outro que apresenta uma parte com rotura dúctil e rotura por fadiga. Assim, foram selecionados os provetes ACE5_F9 e ACE5_F10. Para o caso da série ADFD foi selecionado um que continha uma espécie de “degraus”, pensa-se, derivado da existência de um defeito. Então selecionou-se o provete ADFD_F1.

4.7.1. Série ACE5

Na figura 4.26 são apresentadas as fotografias da superfície de fadiga do provete ACE5_F9 com duas ampliações diferentes (500x e 1250x).

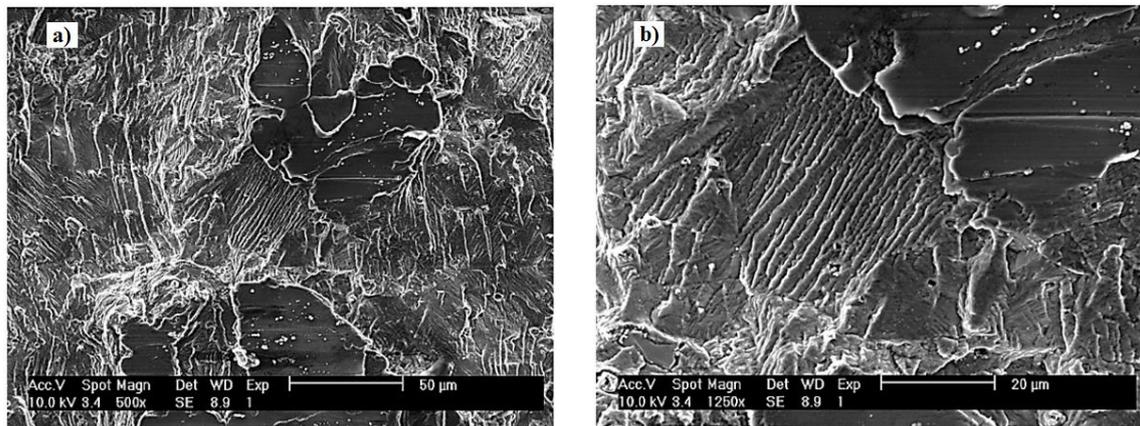


Figura 4.26 Superfície de fratura por fadiga no provete ACE5_F9

Como se pode observar na imagem **a)** esta fratura apresenta zonas com carácter por quasi clivagem e zonas de estrias características de rotura por fadiga e por cima destas mesmas estrias o que aparentam ser “lábios” de deformação plástica. Na imagem **b)** apresenta-se uma ampliação das estrias de fadiga, mas que podem ser apenas planos de clivagem paralelos.

A zona de rotura dúctil é apresentada a imagem 4.27 com ampliação de 500x.

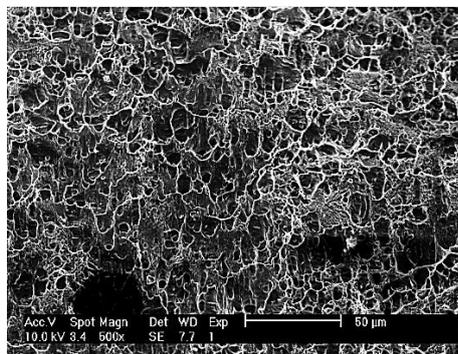


Figura 4.27 Superfície de fratura dúctil no provete ACE5_F9

Na imagem é possível observar muito bem os *dimples* ou alvéolos, característicos de zonas de rotura dúctil.

Apresenta-se ainda na imagem 4.28 duas fotos, uma obtida com recurso a eletrões secundários (SE) e outra em BSE (*Back Scattering Electron*) ou eletrões retro difundidos.

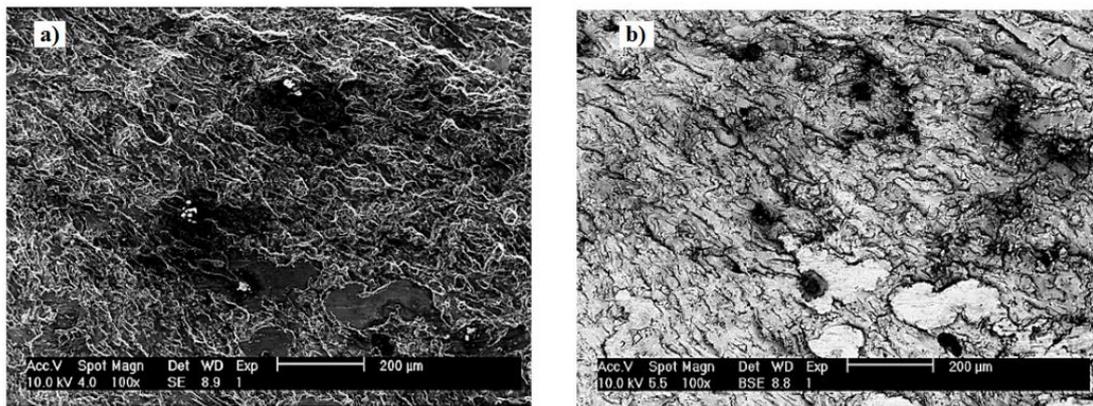


Figura 4.28 Fotografias tiradas em a) SEM normal e b) BSE ou eletrões retro difundidos

Na imagem **a)** apresenta-se a fotografia em SE, onde é possível observar, na maior parte, zonas de rotura por fadiga. No entanto, observam-se umas zonas que aparentam ter sofrido clivagem. Na imagem **b)** a fotografia em BSE permite observar as zonas onde pode ter havido deformação plástica por fecho de fenda ou simplesmente contaminação.

Na figura 4.29 apresentam-se agora, as fotografias obtidas para o provete ACE5_F10, na zona da linha de óxidos e com duas ampliações diferentes.

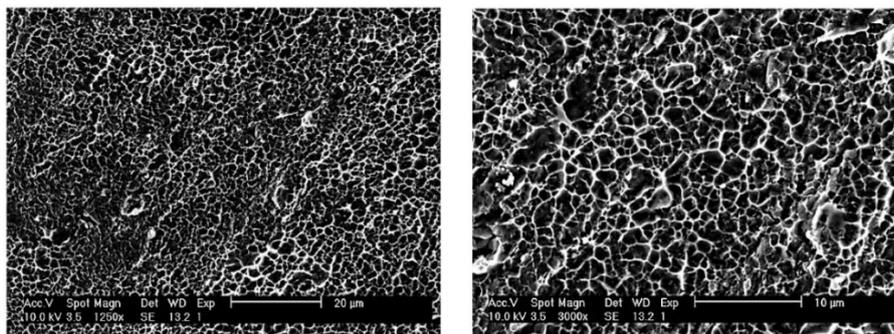


Figura 4.29 Superfícies de fratura na linha de óxidos no provete ACE5_F10

Na figura é possível observar os alvéolos, o que sugere que a linha de óxidos é uma zona onde a fratura foi dúctil.

Na figura 4.30, é mostrada a zona onde se deu a rotura final.

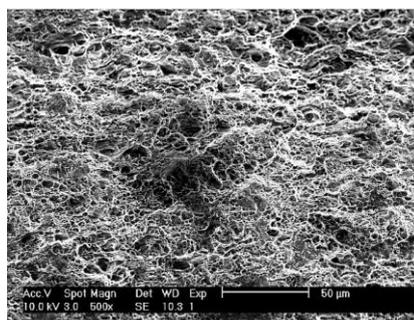


Figura 4.30 Superfície de fratura dúctil no provete ACE5_F10

Apesar de não tão perceptível, ainda é possível observar alguns alvéolos o que indica que esta zona é também zona de fratura dúctil. Para melhor visualização e detalhe, esta foto é apresentada no ANEXO G. Este provete não aparenta ter nenhuma zona de fratura por fadiga, sendo todas as zonas de fratura dúctil.

4.7.2. Série ADFD

Na figura 4.31 mostra-se uma fotografia geral da superfície de fratura com uns “degraus” que se crê, serem derivados de um defeito presente no provete ADFD_F1.

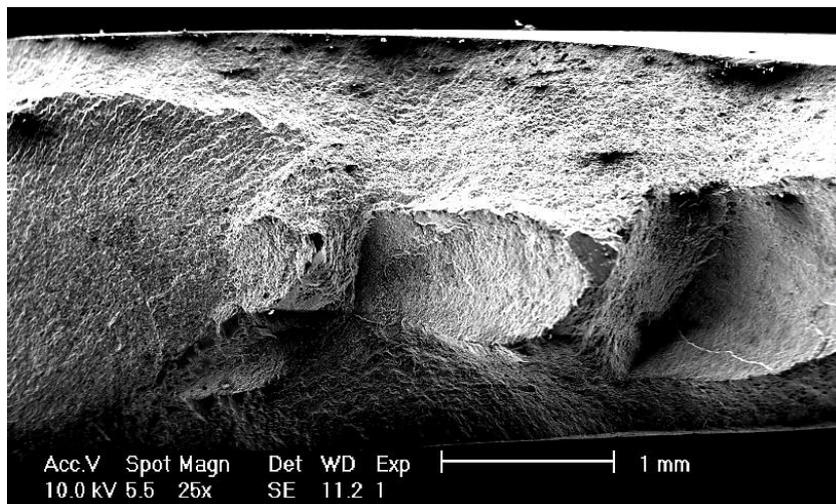


Figura 4.31 “Degraus” no provete ADFD_F1

Em seguida, na figura 4.32 mostra-se a zona do “degrau” em ampliação maiores para melhor perceber que tipo de fratura se deu nesta zona.

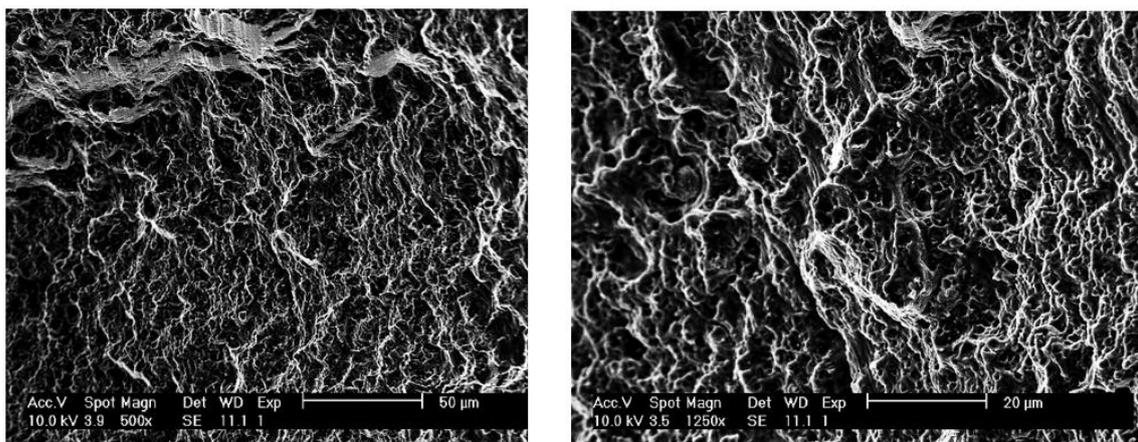


Figura 4.32 “Degrau” em ampliações maiores

Como é possível observar, trata-se de uma zona de fratura dúctil, pois são visíveis os alvéolos característicos deste tipo de fratura.

Na figura 4.33 mostra-se a zona mesmo acima deste buraco.

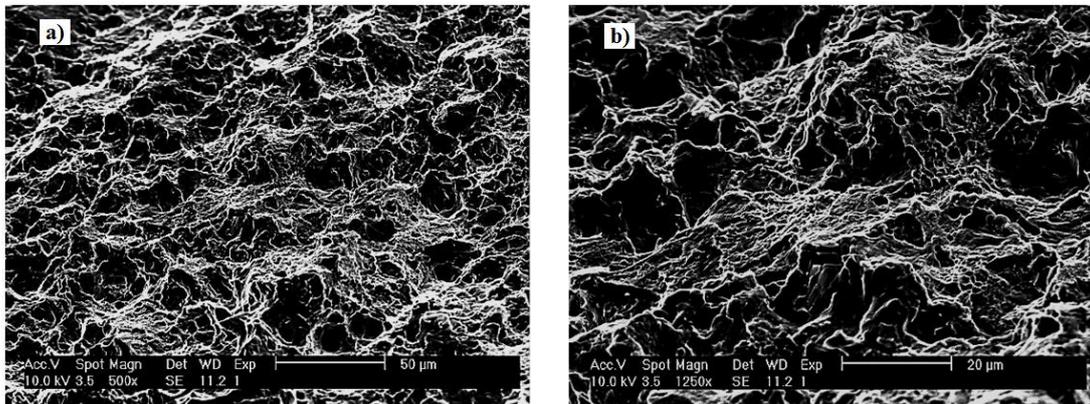


Figura 4.33 Superfície de fratura acima do “degrau”

Na imagem **a)** observam-se o que parecem ser alvéolos, o que indica uma zona de fratura dúctil, mas na imagem **b)**, em maior ampliação, parece haver a existência do que parecem estrias de fadiga implicando uma zona de fratura por fadiga. Assim, esta zona parece ter um misto de fratura por fadiga e de fratura dúctil.

5. CONCLUSÕES

Através do trabalho realizado foi possível concluir que a obtenção de soldaduras sem defeitos é possível e que a configuração *T-Butt* apresentou resultados bastante satisfatórios a nível de comportamento mecânico quando comparado com as soldaduras de MIG mas não com as de MIG+FSP. A soldadura em configuração *T-Lap*, apesar de não apresentar os defeitos típicos deste tipo de junta, apresenta uma linha de óxidos, que para todos os efeitos é um defeito, proporcionando a esta configuração a obtenção de resultados aquém dos esperados.

O aparecimento da linha de óxidos foi um problema que foi resolvido utilizando a ferramenta progressiva, apresentada no ANEXO E. Foi possível concluir também que, apesar dos resultados superiores obtidos na configuração *T-Butt*, esta não resolve totalmente o problema da redução de espessura, embora o diminua. Já com a configuração *T-Lap* o problema foi totalmente resolvido, não havendo redução de espessura para esta configuração.

Em termos de dureza, ambas as configurações de junta possuem valores bastante concordantes, apresentado no entanto, uma queda de dureza para quase metade na zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA). No entanto, as soldaduras realizadas com a ferramenta progressiva apresentaram uma zona de redução de dureza mais larga.

Devido à presença de linha de óxidos, obtiveram-se tensões de rotura muito baixas para a configuração *T-Lap* quando comparadas com qualquer uma das outras séries. Na análise de deformação foi possível concluir que este defeito é um ponto de grande concentração de tensões, muito mais relevante que a concordância. Verifica-se que a deformação é muito baixa e que o provete parece fraturar quase instantaneamente pela linha de óxidos. Já na configuração *T-Butt* obtiveram-se melhores resultados mas ainda assim inferiores aos registados nas séries MIG e MIG+FSP. Pela análise de deformação é possível concluir que a deformação se concentra na zona térmica e mecanicamente afetada (ZTMA). Nos ensaios de arrancamento obtiveram-se resultados parecidos com os obtidos por Fratini et al., 2009 na série ACE5 e resultados ligeiramente superiores para a série ADFD.

No comportamento à fadiga, foi possível concluir que a presença do defeito leva a uma dispersão de resultados na obtenção da curva S-N o que se reflete numa resistência à fadiga obtida baixa para a série ACE5. Conclui-se também que o fator geométrico não é tão relevante para esta junta como o é para as séries MIG e MIG+FSP, que apresentavam um valor do fator de concentração de tensões dinâmico algo superior ao obtido nas configurações estudadas. Assim, concluiu-se que a série ADFD apresenta um comportamento à fadiga bastante satisfatório.

Por fim, por análise de superfície de fratura conclui-se que na maioria dos casos existiam sempre zonas de fratura por fadiga e zonas de fratura dúctil. A exceção verificou-se quando analisada a superfície na linha de óxidos que aparentava apresentar apenas zonas de fratura dúctil.

Como sugestões para futuros trabalhos, seria interessante aprofundar o estudo da linha de óxidos e fazer uma análise de custos versus velocidade de avanço, visto que é uma configuração que requer velocidades de avanço baixas para prevenir a formação de defeitos.

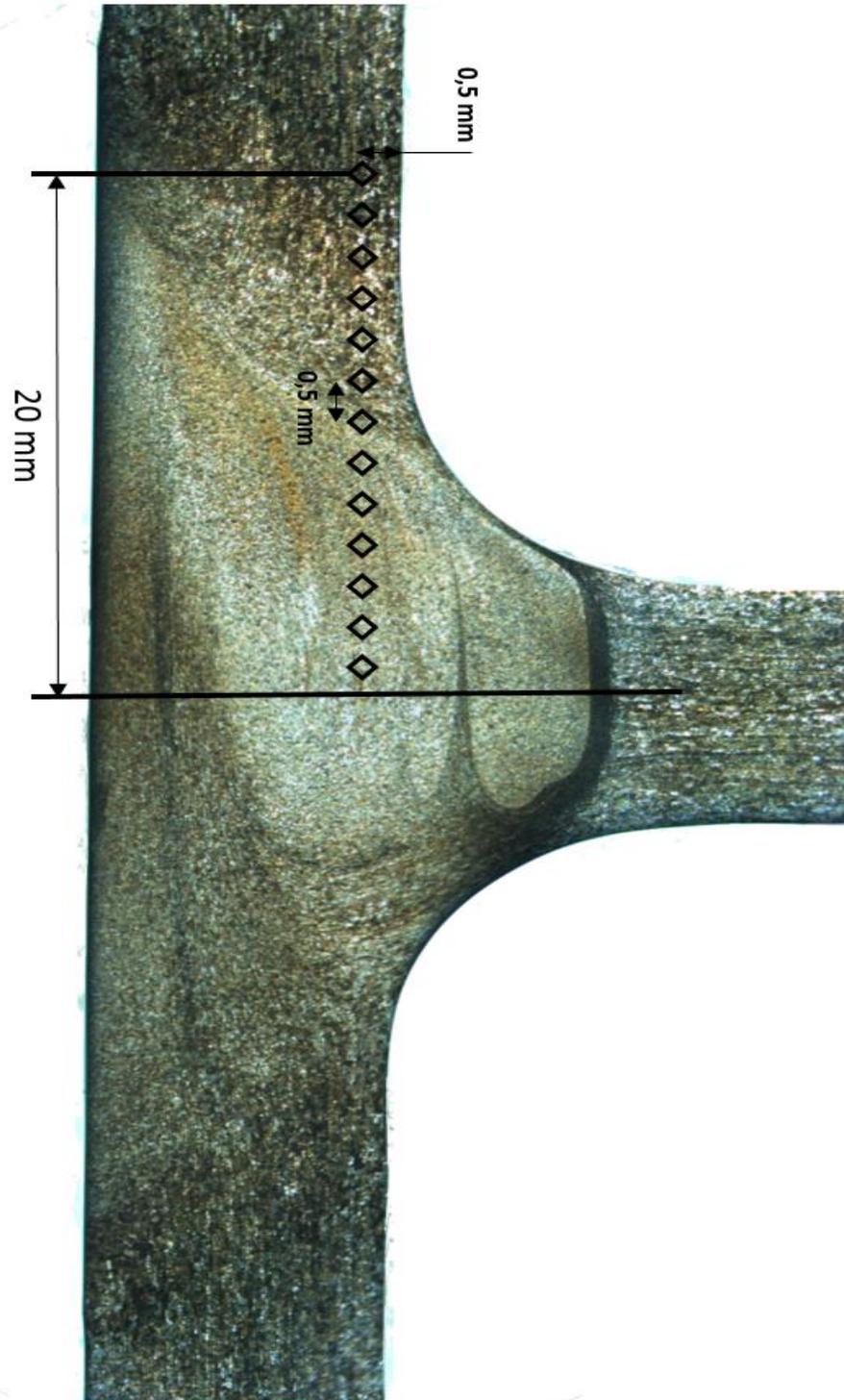
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Astarita A, Squillace A, Scala A and Prisco A. (2012), “On the critical technological issues of friction stir welding T-joint of dissimilar aluminum alloys”, *Journal of Materials Engineering Performance*; Pages:1763-1771.
- Atharifar H., D. C. Lin and R. Kovacevic (2009), “Numerical and experimental investigations on the loads carried by the tool during friction stir welding”, *J. Mater. Eng. Perform.*, 2009, 18, (4), 339– 350.
- Buffa G, G. Campanile, L. Fratini and A. Prisco, (2009), “Friction stir welding of lap joints: Influence of process parameters on the metallurgical and mechanical properties”, *Mater. Sci. Eng. A*, 2009, A519, (1–2), 19–26.
- Buffa G, Fratini L, Micari F, Shivpuri R (2008), “Material flow in FSW of T-joints: experimental and numerical analysis”, *International Journal of Material Forming*.
- Çam G and S. Mistikoğlu (2014), “Recent Developments in Friction Stir Welding of Al-Alloys”, *J. Mater. Eng. Perform.*, 2014, 23, p 1936–1953.
- Ciliberto S, Astarita A and Squillace A (2013), “FSW of T-joints in overlap configuration: process optimization in joining dissimilar aluminium alloys for the aeronautical applications”, *Surface and Interface Analysis*, 2013, p 1631-1637.
- Cui Lei, Yang Xinqi, Xie Yonghui, Hou Xiaopeng, Song Youbao (2013), “Process parameter influence on defects and tensile properties of friction stir welded T-joints on AA6061-T4 sheets”, *Mater Des* 2013;51:161–74.
- Elangovan, K and Balasubramanian, V (2008), “Influences of tool pin profile and welding speed on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy”, *J. Mater. Proc. Tech.*, Vol. 200 (1-3), pp. 163-175, 2008.
- Ericsson M, Sandstrom R (2003), “Influences of welding speed on the fatigue of friction stir welds and comparison with MIG and TIG”, *Int J Fatigue* 25:1379–1387.
- Ericsson M, Jin LZ, Sandstrom R (2007), “Fatigue properties of friction stir overlap welds”, *Int. J. Fatigue* 29 p 57-68.
- Fraser KA, St-Georges L, Kiss LI (2014), “Optimization of Friction Stir Welding Tool Advance Speed via Monte-Carlo Simulation of the Friction Stir Welding Process”, *Materials* 2014, 7, p 3435-3452.
- Fratini L, Buffa G, and Shivpuri R (2009), “Influence of Material Characteristics on Plastomechanics of the FSW Process for T-Joints”, *Mater. Des.*, 2009, 30(7), p 2435–2445.
- Fratini L, Buffa G, Micari F, Shivpuri R (2009), “On the material flow in FSW of T-joints: influence of geometrical and technological parameters”, *Int J Adv Manufact Technol* 2009;44:570–8.

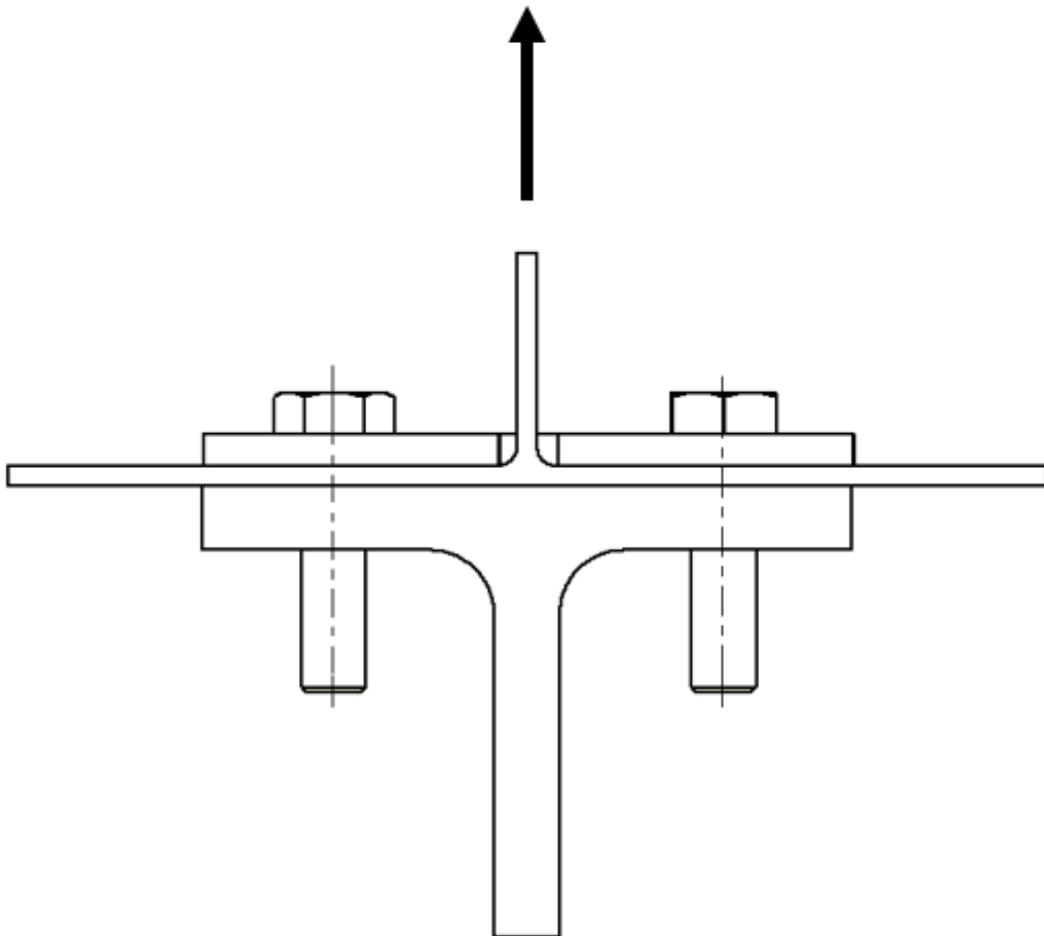
- Gungor B, Kaluc E, Taban E, Sik A (2014), “Mechanical, fatigue and microstructural properties of friction stir welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys”, *Mater Des* 56:84–90.
- Hou Xiaopeng, Yang Xinqi, Cui Lei, Zhou Guang (2014), “Influences of joint geometry on defects and mechanical properties of friction stir welded AA6061-T4 T-joints”, *Mater Des* 2014;53:106–17.
- Krasnowski K, Hamilton C, Dymek S (2014), “Influence of the tool shape and weld configuration on microstructure and mechanical properties of the Al 6082 alloy FSW joints”, *Arch Civ Mech Eng Vol. 15, Issue 1*, p 133-141.
- Krasnowski K, Sedek P, Łomozik M, Pietra A (2011), “Impact of selected FSW process parameters on mechanical properties of aluminium alloy butt joints”, *Arch. Metall. Mater* 56, 4, 965-973 (2011).
- Miranda, R.M.; Gandra, J.; Vilaca. P (2013), “Surface modification by friction based processes”, *Mod. Surf. Eng. Treat.* (2013).
- Mishra RS and Ma ZY (2005), “Friction Stir Welding and Processing”, *Mater. Sci. Eng. R*, 2005, 50, p 1–78.
- Moreira P.M.G.P., Jesus A.M.P., Ribeiro A.S., Castro P.M.S.T. (2008), “Fatigue crack growth in friction stir welds of 6082-T6 and 6061-T6 aluminium alloys: a comparison”, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 50, 81–91 (2008).
- Radisavljevic I, Zivkovic A, Radovic N, Grabulov V (2013), “Influence of FSW parameters on formation quality and mechanical properties of Al 2024-T351 butt welded joints” *Trans Nonferrous Metals Soc* 23:3525–3539.
- Rai R, A. De, H.K.D.H. Bhadeshia, and T. DebRoy (2011), “Review: Friction Stir Welding Tools”, *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2011, 16, p 325–342.
- Rangel J.P.V (2012), “Aplicação do processo de fricção linear (FSP) na melhoria da resistência à fadiga de juntas T soldadas por MIG na liga AA6082”, Tese de mestrado em Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra.
- Silva Ana CF, Braga Daniel FO, de Figueiredo MAV, Moreira PMGP (2014), “Friction stir welded T-joints optimization”, *Mater Des* 2014;55:120–7.
- Tavares S.M.O., Castro R.A.S., V. Richter-Trummer, P. Vilaca, P.M.G.P. Moreira, and P.M.S.T. de Castro (2010), “Friction Stir Welding of T-joints with Dissimilar Aluminum Alloys: Mechanical Joint Characterization”, *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2010, 15(4), p 312–318.
- Thube, Ravindra S (2014), “Influences of tool pin profile and welding parameters on Friction stir weld formation and joint efficiency of AA5083 Joints produced by Friction Stir Welding”, *IJIRAE*, Vol 1, Issue 4.
- Zhao Yong, Zhou Lilong, Wang Qingzhao, Yan Keng, Zou Jiasheng (2014), “Defects and tensile properties of 6013 aluminum alloy T-joints by friction stir welding”, *Journal of Materials & Design*, Vol. 57, pp 146–155.

Zhou G, Yang XQ, Cui L, Zhang ZH, Xu XD (2012), “Study on the microstructures and tensile behaviors of friction stir welded T-joints for AA6061-T4 alloys”, *J Mater Eng Perform* 2012;21:2131–9.

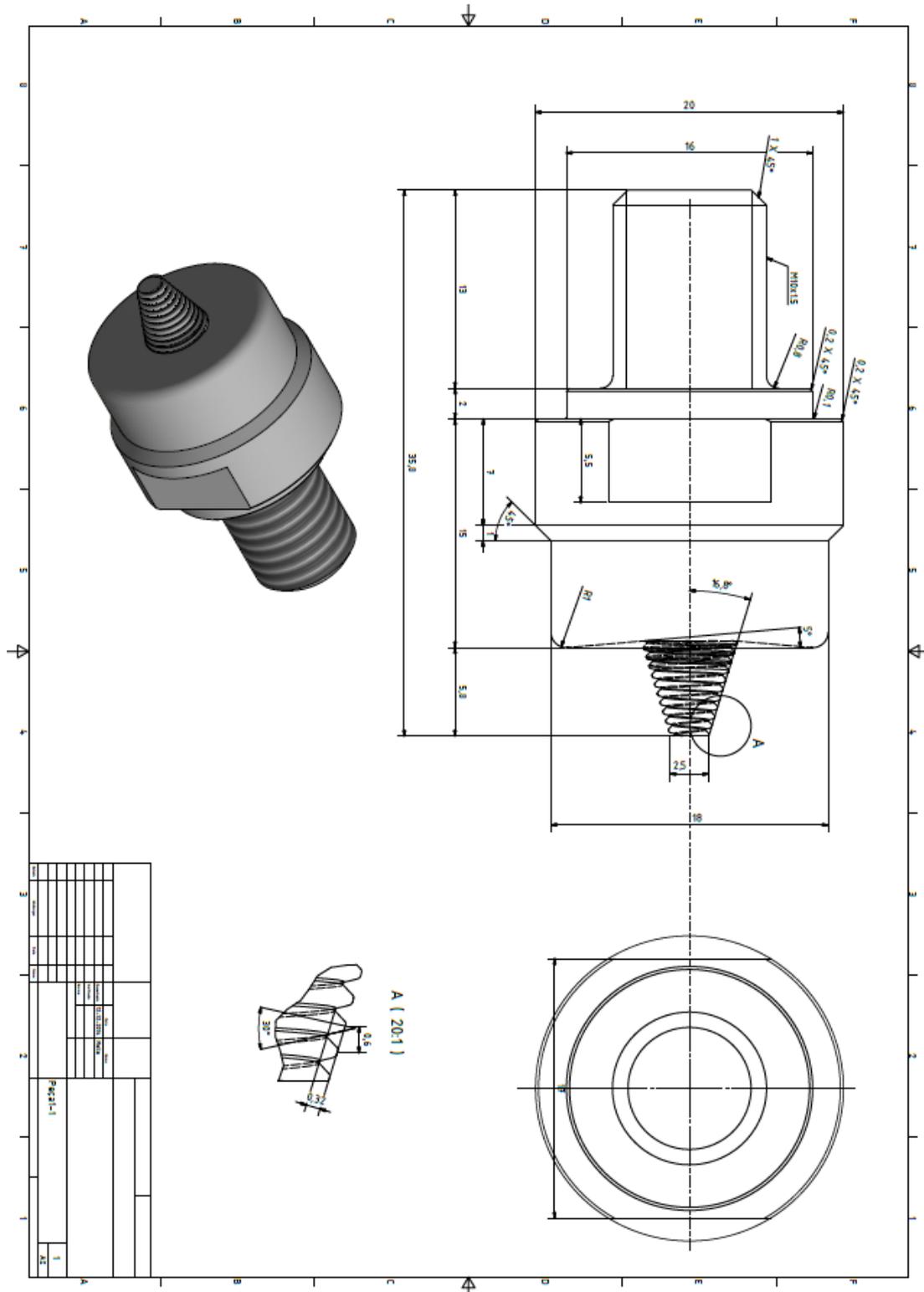
ANEXO A



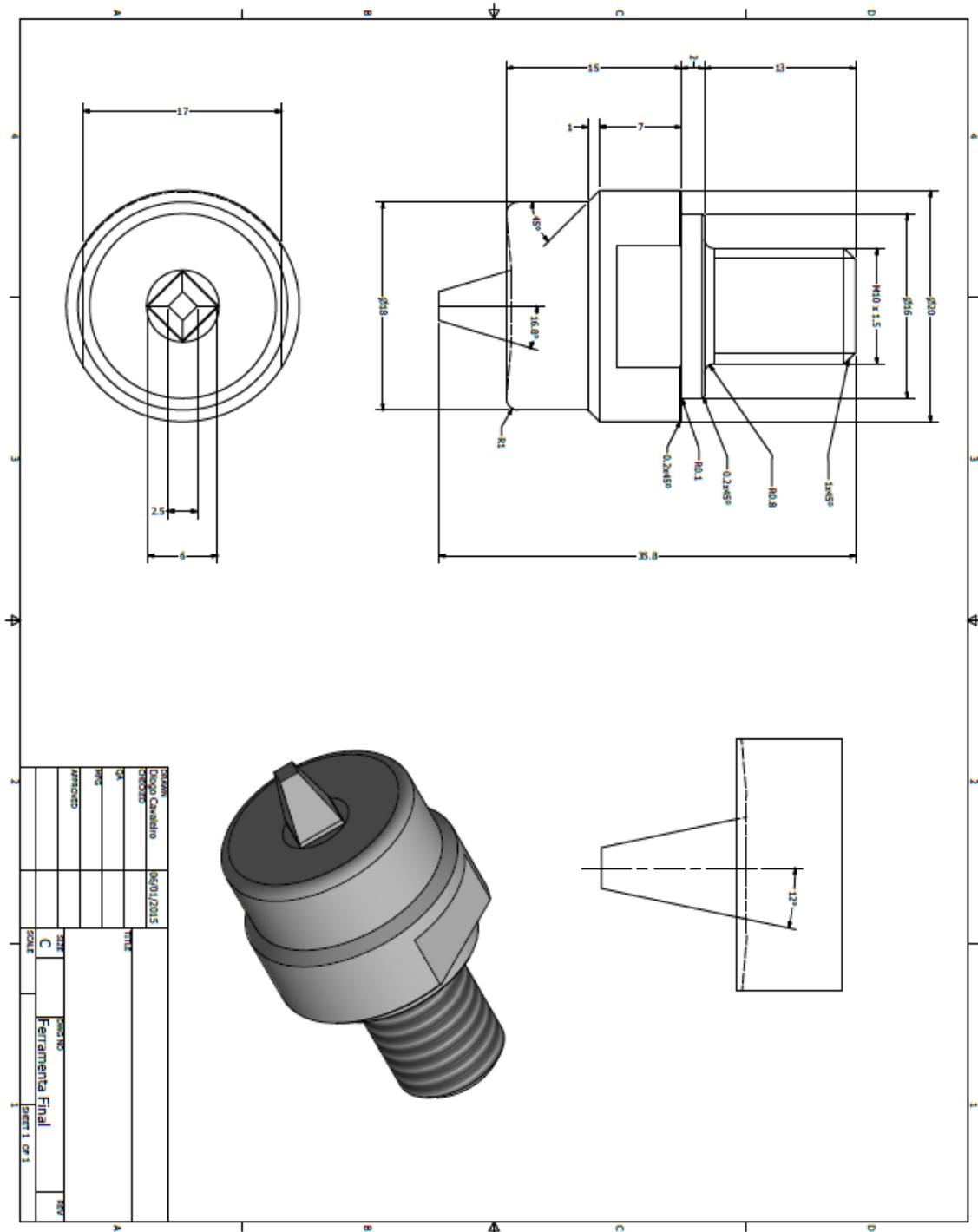
ANEXO B



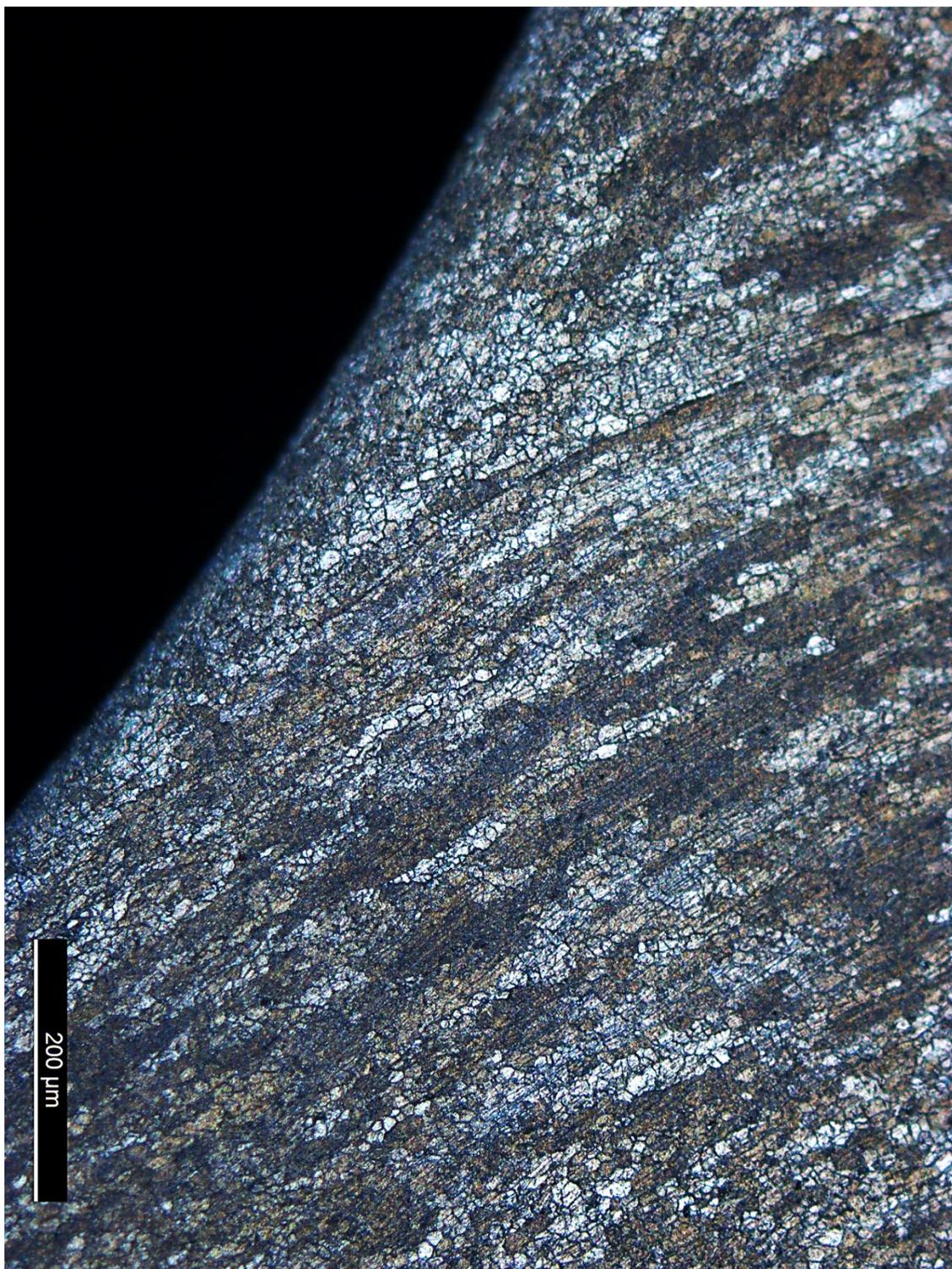
ANEXO C



ANEXO D



ANEXO F



ANEXO G

