FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Ligação Dissimilar Alumínio-Aço Por Friction Stir Welding: Um Caso de Estudo Para Ligações Em Junta Sobreposta

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

Autor

Dário Miguel Gomes dos Santos

Orientadores

Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues
Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão

Júri

Presidente	**Professor Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão** **Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra**
Vogais	**Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues** **Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra** **Professor Doutor Rui Manuel Ferreira Leal** **Professor Adjunto do Instituto Politécnico de Leiria**
Orientador	**Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues** **Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra**

Colaboração Institucional

IK4 LORTEK Research Alliance

Centro Tecnológico en Tecnologías de Unión IK4-Lortek

Coimbra, Julho, 2015

Experiência não é o que nos acontece;
é o que fazemos com o que nos acontece.

Aldous Huxley

Agradecimentos

A realização desta tese marca o fim de uma das mais importantes etapas da minha vida. O incentivo, a força, o companheirismo, e a confiança de algumas pessoas foram determinantes para que concluísse esta etapa com sucesso, gostando de agradecer a essas mesmas pessoas.

À Professora Doutora Dulce Rodrigues, responsável pela orientação desta dissertação, agradeço a disponibilidade, dedicação e paciência demonstrada ao longo de toda a tese.

Ao Doutor Carlos Leitão, obrigado pelos conhecimentos transmitidos, e pela disponibilidade de acompanhar e esclarecer todo o trabalho realizado, e claro, pela boa disposição diária.

Aos colegas de laboratório, Mestre Tiago e Mestre Maria Inês, agradeço a permanente predisposição na ajuda dos ensaios e testes realizados e nos conhecimentos transmitidos.

À minha Mãe, a quem agradeço profundamente, pelo grande esforço em ajudar-me a concretizar esta etapa da minha vida, pela paciência, pela coragem, pela força, pelos muitos maus humores aturados ao longo destes cinco anos.

Ao meu irmão, cunhada e sobrinhos, pelo incentivo e força demonstradas, determinantes para o meu sucesso desde o primeiro momento que entrei na universidade.

À minha família, pelo apoio incondicional ao longo destes anos.

Aos meus amigos, de longa data e aqueles que levo p'rá vida desta universidade, pela paciência, pelo apoio, pelo companheirismo e experiencias inesquecíveis vividas

A todos,

O meu mais sincero Obrigado

Resumo

Na presente dissertação de Mestrado é estudada a ligação dissimilar entre a liga de alumínio AA6082-T6 e o aço S355J2+N, realizada utilizando o processo de *Friction Stir Welding* em junta sobreposta, com três passagens sucessivas de ferramenta, algo pouco explorado na literatura até ao momento.

No que diz respeito à caracterização mecânica constatou-se, nos provetes tracionados em corte que, antes da rutura, ocorreu deformação plástica na zona afetada pelo calor (ZAC) da terceira passagem da ferramenta na liga de alumínio, existindo no final do ensaio a separação dos materiais base paralelamente à interface entre as chapas soldadas. Nos provetes de soldadura tracionados uniaxialmente existiu igualmente deformação plástica não só na ZAC da terceira passagem da ferramenta, como também na ZAC da segunda da passagem da ferramenta. Nos ensaios de fadiga, a fratura de todos os provetes ocorreu no *Nugget* da terceira passagem da ferramenta, constatando-se que a fratura se iniciou na interface dos materiais base, mais concretamente na zona de passagem do pino da ferramenta.

Da análise metalográfica e microestrutural, constatou-se a existência de três *Nuggets* da soldadura com maior evidência na liga de alumínio, sendo o material base da chapa inferior, o aço, pouco alterado na sua microestrutura. Na análise por SEM das superfícies de interface dos materiais base comprovou-se a pouca penetração do pino da ferramenta. Ainda recorrendo à análise por SEM, constatou-se nas superfícies de fratura dos provetes de fadiga que a rutura foi maioritariamente dúctil. Na análise de difração por Raio –X não foram detetados compostos intermetálicos na soldadura, defeito bastante comum na literatura existente de soldadura entre ligas de alumínio e aço por *Friction Stir Welding*.

Palavras-chave: Friction Stir Welding, Liga de alumínio, Aço, Junta Sobreposta.

Abstract

In this Master's thesis is analyzed the weld between two sheets of dissimilar materials, aluminum alloy AA6082-T6 and steel S355J2+N, performed using the process of Friction Stir Welding in lap joint, with three tool successive passages, something slight unexplored in the literature so far.

Regarding the mechanical characterization, it was found that in shear tensile test specimens, plastic deformation occurred before rupture, in the heat affected zone (HAZ) of the third passage of the welding tool in the aluminum alloy, happening at the end of the test separation of both base materials, in a parallel plane to the interface between the welded plates. In the uniaxial tensile test, the specimen also suffered plastic deformation, not only in the HAZ of the third passage of welding tool, but also at the HAZ of the second tool passage proving the mechanical strength of the weld. In the fatigue test, the fracture occurred in all samples, in the Nugget the third passage of the tool.

In metallographic and microstructural analysis, it was found that there are three weld Nuggets, more clearly seen in the aluminum alloy, and the bottom plate of steel was slight changed in their microstructure. In the analysis by SEM of interface surfaces of the base material was proven the poor penetration of the tool pin. Still using the analysis by SEM, it was found on the surfaces of fatigue fracture of the test pieces was mainly ductile rupture. In X-ray diffraction analysis, intermetallic compounds, a very common defect in welds of aluminum alloys e steels by Friction Stir Welding, were not detected.

Keywords Friction Stir Welding, Aluminum alloy, Steel, Lap Joint.

Índice

Índice de Figuras xi
Índice de Tabelas xv
1. INTRODUÇÃO 1
2. ESTADO DE ARTE 3
2.1. *Friction Stir Welding, FSW* 3
2.1.1. A tecnologia 3
2.1.2. Parâmetros do Processo 5
2.1.3. Constituição Microestrutural das Soldaduras 7
2.2. *FSW* em Materiais Dissimilares (Aço-Alumínio) 8
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL 13
3.1. Materiais Base 14
3.1.1. Liga de Alumínio AA6082 – T6 14
3.1.2. Aço S355J2+N 15
3.2. Equipamentos e Técnicas Utilizadas 16
3.2.1. Caracterização Mecânica 16
3.2.2. Análise Macro e Microestrutural 18
3.2.3. Difração de Raios-X 19
4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS 21
4.1. Caracterização Mecânica 21
4.1.1. Ensaio de Tração 21
4.1.2. Dureza 26
4.1.3. Ensaio de Fadiga 29
4.2. Análise Macro e Microestrutural 31
4.2.1. Metalografia 31
4.2.2. Microscopia Eletrónica de Varrimento 35
4.3. Difração de Raio-X 40
4.4. Fratografia 42
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTURO 45
5.1. Conclusões 45
5.2. Sugestões para Trabalho Futuro 46
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 47

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Ferramenta usada em *FSW*: 1- corpo de ferramenta; 2- base (*Shoulder);* 3 – Pino (*Probe*) (adaptado de (Le Tourneau University s.d.)). 4

Figura 2.2. Etapas do processo *FSW (*Leitão, 2013*)*. 4

Figura 2.3. Parâmetros de processo utilizados em FSW (adaptado de (Institute s.d.)). 5

Figura 2.4. Diferentes geometrias possíveis para a ferramenta de *FSW* (adaptado de (Nandan, DebRoy e Bhadeshia 2008)). 6

Figura 2.5. Zonas microestruturais de uma soldadura realizada por *FSW* (adaptado de (Leitao, 2013)). 8

Figura 2.6. .Esquema síntese da literatura existente em soldadura por *FSLW* entre ligas de alumínio e aço. 9

Figura 3.1.Imagem da soldadura e esquema de amostragem dos provetes utilizados nos ensaios de caracterização mecânica e microestrutural. 13

Figura 3.2. Configuração dos provetes das soldaduras para o ensaio de tração em corte. 16

Figura 3.3. Configuração dos provetes de material base para o ensaio de tração uniaxial. 16

Figura 3.4. Esquema das linhas de medição de dureza na seção transversal da soldadura. 18

Figura 4.1. Gráfico de força em função do deslocamento para o provete de soldadura ensaiado em tração em corte e para os materiais base. 21

Figura 4.2. Resultados do ensaio de tração no provete de soldadura: a) mapas de distribuição de deformação; b) superfície de interface da soldadura com as passagens de ferramenta: 1ª(centro), 2ª (direita) e 3ª (esquerda). 22

Figura 4.3. Resultados do ensaio de tração no aço resultante do provete de soldadura: a) mapas de distribuição de deformação; b) curva tensão-deformação do aço. 23

Figura 4.4. Resultados do ensaio de tração uniaxial no provete de soldadura: a) mapas de distribuição de deformação; b) superfície transversal à soldadura do provete, indicando as ZTMA da terceira e segunda passagens da ferramenta. 24

Figura 4.5. Curvas tensão-deformação da amostra de soldadura tracionada uniaxialmente e dos respetivos materiais base. 25

Figura 4.6. Gráfico com os valores de dureza na seção transversal da soldadura. 26

Figura 4.7. Gráfico de tensão local em função da dureza local do provete de soldadura tracionado uniaxialmente. 28

Figura 4.8. Curva S-N obtida para a soldadura em estudo entre liga AA6082-T6 e o aço S355J2+N. 30

Figura 4.9. Micrografia dos materiais base: a) liga AA6082-T6 com ampliação de x200; b) aço S355J2 + N com ampliação de x500. 31

Figura 4.10. Imagem global da secção transversal da soldadura após ataque químico aos materiais base. 32

Figura 4.11. Imagem global da secção transversal da soldadura da liga AA6082-T6 após ataque. 32

Figura 4.12. Zona de transição entre a ZTMA e o material base da liga AA6082-T6..... 32

Figura 4.13. Defeitos detetados junto à interface do lado da liga AA6082-T6..... 33

Figura 4.14. Micrografia do aço S355J2+N nos *Nuggets* de soldadura com ampliação de x50: a)3ªpassagem da ferramenta; b) 1ª passagem da ferramenta; c) 2ª passagem da ferramenta..... 33

Figura 4.15. Micrografia do *Nugget* do material base S355J2+N com ampliação de x500.34

Figura 4.16. Superfície da interface de soldadura referente ao aço S355J2+N, obtida após ensaio de tração. 35

Figura 4.17. Marcas correspondentes às seguintes passagens da ferramenta no aço S355J2+N, com ampliação de x50: a) 3ª passagem; b) 1ªpassagem; c) 2ª passagem. 35

Figura 4.18. Detalhes da passagem da ferramenta, indicado a tracejado na Figura 4.17 c) no aço S355J2+N, com ampliação de x500. 36

Figura 4.19. Superfície da interface de soldadura referente à liga AA3082-T6, obtida após ensaio de tração. 36

Figura 4.20. Marcas correspondentes às seguintes passagens da ferramenta na liga AA6082-T6, com ampliação de x50: a) 3ª passagem; b) 1ª passagem; c) 2ª passagem. 36

Figura 4.21. Detalhe da passagem da ferramenta, indicado a tracejado na Figura 4.20 c) no aço S355J2+N, com ampliação de x400. 37

Figura 4.22. Detalhes da passagem da ferramenta: a) na liga AA6082-T6, com ampliação de x400, b) no aço S355J2+N, com ampliação de x200. 37

Figura 4.23. Espectro EDS do material base aço S355J2+N. 38

Figura 4.24. Espetro EDS do material base liga de alumínio AA6082-T6. 38

Figura 4.25. Espectro EDS do detalhe no aço S355J2+N, indicado na Figura 4.18. 39

Figura 4.26. Espetro EDS do detalhe na liga de alumínio AA6082-T6, indicado na Figura 4.21. 39

Figura 4.27. Espectro XRD dos materiais base da soldadura: liga AA6082-T6 e aço S35J2+N. 40

Figura 4.28. Espectro XRD da interface da soldadura do aço S355J2+N. 41

Figura 4.29. Espectro XRD da interface da soldadura da liga AA6082-T6..... 41

Figura 4.30. Superfície de fratura da liga AA6082-T6 da amostra F.50..... 42

Figura 4.31. Superfície de fratura da liga AA6082-T6 do provete F.90. 42

Figura 4.32. Fotografia lateral da zona de fratura: a) provete F.50; b) provete F.90. 43

Figura 4.33. Superfície de fratura obtida em SEM da liga AA6082-T6 do provete F.90: a) ampliação de x50; b)ampliação de x1000. 43

Figura 4.34. Microestrutura dos detalhes da superfície de fratura da amostra F.90 na Figura 4.33: a) ampliação de x1000 do detalhe 1; b) ampliação de x1000 do detalhe 2.. 44

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1. Composição química da liga de alumínio AA 6082 –T6 (segundo norma PN-EN 573-3:2010) 14

Tabela 3.2. Propriedades físicas e mecânicas da liga de alumínio AA 6082 –T6 (segundo norma PN-EN 573-3:2010) 14

Tabela 3.3. Composição química do aço S355J2+N (segundo Norma EN10025-2:2010). 15

Tabela 3.4. Propriedades físicas e mecânicas do aço S355J2+N (segundo Norma EN10025-2:2010) 15

1. INTRODUÇÃO

A tecnologia do processo de soldadura por *Friction Stir Welding, FSW,* tem sido alvo de uma contínua e intensiva investigação, visto ser um processo de soldadura que promove a mistura dos materiais a unir em estado sólido. No processo *FSW* os materiais apenas são aquecidos a temperaturas que permitem o seu processamento em deformação plástica sob a ação térmica e mecânica da ferramenta, o que é extremamente vantajoso na soldadura de materiais dissimilares. Com efeito, a ligação entre ligas de alumínio, que primam pela sua baixa densidade (quando comparada com outros metais) e vasta aplicabilidade na indústria aeronáutica, aeroespacial e automóvel, e aços de elevada resistência e soldabilidade, igualmente de grande aplicabilidade na indústria, sobretudo na conceção de estruturas sujeitas a elevados esforços mecânicos. Assim sendo, tornam-se interessantes casos de estudo, levando a que, atualmente, haja uma crescente investigação sobre as propriedades obtidas após soldadura de ligas de alumínio e aços.

Na presente dissertação foi analisada uma soldadura realizada em junta sobreposta, pelo processo *Friction Stir Welding*, com três passagens sucessivas da ferramenta de soldadura, entre uma chapa de liga de alumínio AA6082-T6, com 3 mm de espessura colocada no topo, e uma chapa de aço S355J2+N, com 5 mm de espessura colocada na base. Para a caracterização da soldadura foram realizados ensaios de caracterização mecânica e efetuada análise macro e microscópica.

A fim de consolidar e adquirir novos conceitos sobre o tema em estudo, no capítulo 2 efetuou-se um estudo sobre o processo de soldadura utilizado, tendo em conta os parâmetros do mesmo, assim como da constituição microestrutural das soldaduras. Ainda dentro do mesmo capítulo, realizou-se uma revisão da literatura sobre o processo *FSW* e estudos elaborados na última década relativos a soldadura em junta sobreposta, realizada em *FSW*, entre ligas de alumínio e aço. No que diz respeito ao procedimento experimental são indicados, no capítulo 3, as características dos materiais base soldados e os equipamentos e técnicas utilizados que viabilizaram a análise da soldadura em estudo, apresentando os resultados obtidos nos respetivos ensaios, anexados de algumas conclusões sobre os mesmos

no capítulo 4. No capítulo 5 são expostas as conclusões sumárias do presente estudo, indicando também sugestões para trabalho futuro.

De salientar ainda que a presente dissertação de mestrado surge numa parceria com o Centro Tecnológico "Lortek", sediado em Ordizia, Espanha, que realizou e disponibilizou a soldadura para análise no presente trabalho.

2. ESTADO DE ARTE

2.1. *Friction Stir Welding, FSW*

2.1.1. A tecnologia

O processo de soldadura por *Friction Stir Welding* (*FSW*) foi patenteado no ano de 1992, pelo *The Welding Institute*, sediado no Reino Unido, sendo um dos seus inventores Wayne Thomas (Wayne M. Thomas 1992). Como é recorrente nos processos de soldadura por fricção, sabendo que o primeiro destes processos foi criado em 1966, por (Bernard Hollander Milton 1966), em *FSW* a soldadura é feita no estado sólido, uma vez que não é atingida a temperatura de fusão dos materiais que se pretendem unir. Neste processo, os materiais base são apenas aquecidos a temperaturas que permitem o seu processamento em deformação plástica sob a ação da ferramenta indicada na Figura 2.1 que provoca a sua mistura em estado sólido. Comparativamente aos processos de soldadura por fusão, defeitos como formação de porosidades, fissuração ou distorção dos materiais a unir tem menor probabilidade de ocorrer em *FSW*, sendo a razão para tal o facto deste processo, não envolver fusão de materiais.

Um dos elementos principais para o sucesso do processo *FSW* é a ferramenta utilizada. Constituída por um material não consumível durante a soldadura, isto é, com propriedades mecânicas superiores às dos materiais a unir, as ferramentas de *FSW* são constituídas por três elementos principais: o corpo da ferramenta (Figura 2.1-1), que permite a acoplação ao equipamento de soldadura, a base (*Shoulder*), que promove a geração de calor por atrito entre a ferramenta e os materiais a soldar (Figura 2.1-2), e por fim, o pino (*Probe*), concêntrico à base, que é o elemento crucial para que ocorra a mistura dos materiais a unir, após amaciamento sob ação do calor gerado pela base (Figura 2.1-3).

Figura 2.1. Ferramenta usada em *FSW*: 1- corpo de ferramenta; 2- base (*Shoulder);* 3 – Pino (*Probe*) (adaptado de (Le Tourneau University s.d.)).

Neste processo existem três etapas principais que devem ser seguidas pela ordem indicada na Figura 2.2. Numa fase inicial, a ferramenta é munida de movimento de rotação, antes de penetrar os materiais a unir, atingindo uma velocidade de rotação (w) previamente definida (Figura 2.2 a)). Em seguida, através de uma força (F) aplicada na ferramenta dá-se o contacto com as placas de material a unir, levando a que o pino da ferramenta imerja nas mesmas (Figura 2.2 b)). Nesta fase é gerado um aumento localizado de temperatura, através do atrito gerado entre a base e os materiais a unir, suficiente para provocar o amaciamento dos mesmos e, com a ajuda do pino da ferramenta, ocorre a deformação plástica do material, permitindo a mistura do mesmo. Posto isto, estão reunidas as condições para que o cordão de soldadura seja concebido, através do movimento de translação da ferramenta ao longo de um eixo paralelo às placas a unir (Figura 2.2 c))

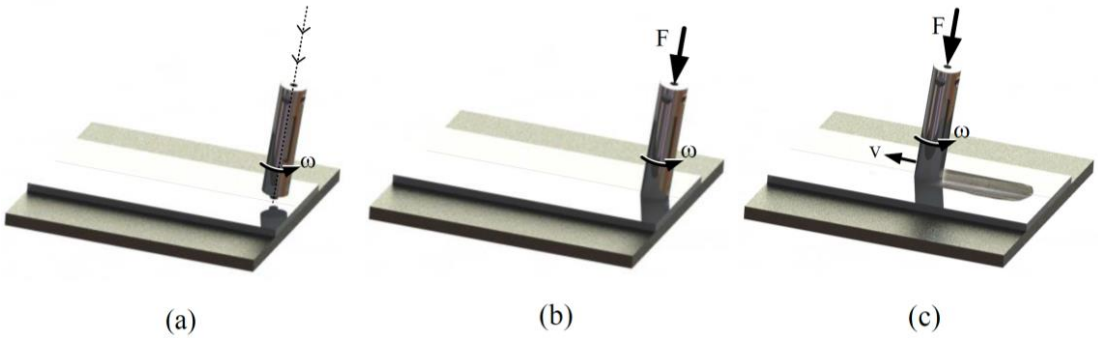


Figura 2.2. Etapas do processo *FSW (*Leitão, 2013*)*.

A soldadura por *FSW* permite uma grande versatilidade em termos de tipologia dos materiais a unir, uma vez que é possível soldar materiais com composições químicas e propriedades físicas e mecânicas diferentes, conseguindo assim conciliar as melhores propriedades de cada material a fim de se obter produtos com desempenho otimizado. Para além de diferentes materiais, é igualmente praticável ligar chapas de diferentes espessuras, sobretudo quando a configuração da junta da soldadura é sobreposta.

2.1.2. Parâmetros do Processo

Para se obterem soldaduras sem defeitos é necessário proceder a uma escolha acertada dos parâmetros no momento da realização da soldadura por *FSW*. As propriedades mecânicas e morfológicas da soldadura, assim como a microestrutura dos materiais estão fortemente dependentes da velocidade de rotação (w), da velocidade de avanço (v), do ângulo de ataque (α), assim como da força axial (F) e geometria da ferramenta utilizada. Todos estes parâmetros estão ilustrados na Figura 2.3. Ainda na referida figura é possível identificar os dois lados característicos da ligação soldada, sendo eles o lado do avanço (LA), onde a velocidade de rotação e velocidade de translação têm a mesma direção, e o lado de recuo (LR), onde a velocidade de rotação e velocidade de translação têm direções opostas.

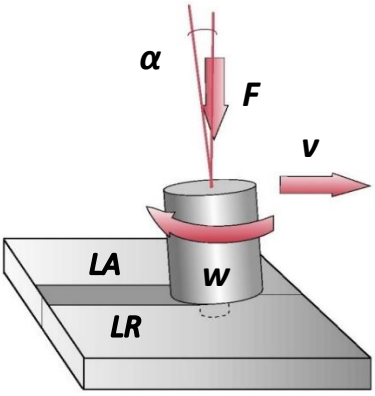
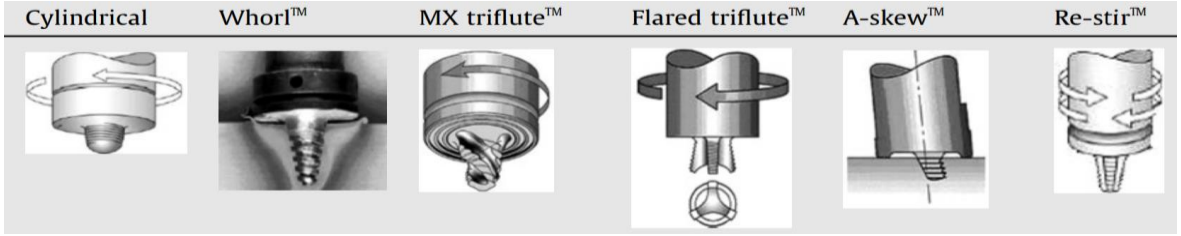


Figura 2.3. Parâmetros de processo utilizados em FSW (adaptado de (Institute s.d.)).

A geometria da ferramenta poderá ser de diferentes formatos, tal como é exemplificado na Figura 2.4. A fim de proporcionar fluxos otimizados de material e soldaduras incólumes, tendo em conta a configuração de junta, a geometria poderá ser de conceção mais simples, com no caso a) da Figura 2.4, em que a base é lisa e plana e o pino cilíndrico e roscado, ou como nos casos b) e f), em que o pino adquire forma cónica. Nos casos c), d) e e) a geometria torna-se mais complexa, ou seja, a superfície do pino não é de secção circular, devido à inclusão de canais, com eixo paralelo ao eixo da ferramenta ou com inclinação relativamente ao mesmo. Nestas ferramentas a base também não é totalmente plana.



a) b) c) d) e) f)

Figura 2.4. Diferentes geometrias possíveis para a ferramenta de *FSW* (adaptado de (Nandan, DebRoy e Bhadeshia 2008)).

Como referido no parágrafo anterior, na geometria do pino podem ser introduzidos detalhes geométricos mais complexos, como a inclusão de canais, facejamento do pino, e inclinação do seu eixo relativamente ao corpo da ferramenta. Estas alterações facilitam o fluxo ascendente e descendente do material, possibilitando assim utilização de menor força axial, maiores velocidades de soldadura e menor ângulo de ataque (Nandan, DebRoy e Bhadeshia 2008).

A base da ferramenta, com diâmetro externo superior ao do pino, é o elemento decisivo para geração de calor e o amaciamento dos materiais que se pretendem unir. Assim como o pino, a base pode possuir geometrias de diferentes formatos, tal como se mostra na Figura 2.4. Nos casos a) e b), a superfície é plana e lisa, enquanto no caso c) é estriada e no caso e) é côncava. Para melhor reter o material deformado plasticamente durante a soldadura por *FSW*, existem algumas vantagens no uso de superfícies estriadas e côncavas, uma vez que ao terem essa configuração, possibilitam uma maior e mais ajustada superfície de contacto entre a base da ferramenta e o material base, assim como um melhor direcionamento do escoamento do material. As superfícies côncavas facilitam o fluxo de material movimentado pelo pino, promovendo maior retenção do mesmo em comparação com uma superfície lisa. De referir ainda que com o aumento do diâmetro da base, aumenta o calor gerado e, consequentemente nos valores de temperatura atingidos durante o processo de soldadura. O aumento de calor, associado ao aumento do diâmetro da ferramenta, é superior ao aumento de calor associado ao aumento da velocidade de rotação da ferramenta (Rai, et al. 2011).

Outros parâmetros igualmente importantes no processo de soldadura por *FSW* são a velocidade de rotação (w) e a velocidade de avanço da ferramenta (v). A velocidade de rotação, estabelecida antes de a ferramenta entrar em contacto com os materiais a unir, promove o fluxo dos materiais a ligar em redor do pino e a geração de calor por atrito entre a base da ferramenta e os materiais a unir. Por outro lado, a velocidade de avanço (v), que

tem direção paralela ao plano dos materiais a unir, proporciona a translação da ferramenta e, assim, a produção de cordões de soldadura lineares. Associadas a velocidades de avanço excessivas estão menores volumes de material deslocado e deformado plasticamente, possibilitando o aparecimento de vazios e/ou cavidades na soldadura (Mishra e Ma 2005).

A força axial (F) é outro parâmetro determinante no processo *FSW*. Como exemplificado na Figura 2.3, a força tem o mesmo sentido da penetração da ferramenta nos materiais a unir e tem como intuito garantir o contacto permanente entre a ferramenta, mais concretamente a base e o pino, e os elementos que se pretendem soldar, com o fim de evitar a projeção de material para o exterior da soldadura. Assim como para os parâmetros velocidades de rotação e avanço, forças insuficientes ou excessivas conduzem à formação de defeitos de soldadura importantes. Se a força for insuficiente, poderá não ser gerado calor por atrito suficiente entre a base e os materiais a unir e, assim, facilitar o aparecimento de defeitos na soldadura. Forças excessivas incitarão a que seja produzido calor em demasia, sobreaquecendo a junta de soldadura e reduzindo a espessura da mesma (Nandan, DebRoy e Bhadeshia 2008).

Finalmente, o ângulo de ataque (α) está relacionado com a inclinação entre o eixo da ferramenta e a superfície dos materiais a unir. Com este ângulo é possível obter uma maior deformação plástica, aplicando maior pressão do lado de trás da ferramenta, isto é, o lado onde a ferramenta tem o último contacto com os materiais base. No caso de a base da ferramenta ser estriada, é dispensável o uso de ângulo de ataque (Ghosh, et al. 2010).

2.1.3. Constituição Microestrutural das Soldaduras

Nas soldaduras produzidas por *FSW* existem três zonas constituintes que influenciam diretamente as propriedades mecânicas das ligações, evidenciadas na Figura 2.5. A fim de identificar cada uma dessas zonas e perceber as alterações que ocorreram durante o processo de soldadura é necessário conhecer a microestrutura de referência, nomeadamente a microestrutura do material base (MB). Com efeito, o MB constitui a zona não afetada pelo processo de soldadura. Adjacente a esta zona encontra-se a zona afetada pelo calor (ZAC) que, embora não tenha sofrido ação direta da ferramenta, ou seja, não tenha sido deformada plasticamente, sofreu a ação do calor gerado no processo, o qual provocou a alterações microestruturais profundas na estrutura original do MB. Por fim, no centro da soldadura encontra-se a zona termo mecanicamente afetada (ZTMA), na qual ocorreu

deformação plástica sob ação direta da ferramenta, assim como do calor gerado pela mesma. Ainda dentro da ZTMA existe uma subzona passível de ser identificada, o *Nugget*. Nesta subzona ocorre recristalização, pelo que o grão é fino e equiaxial, ao contrário do que acontece na restante zona termo mecanicamente afetada, onde não ocorre recristalização.

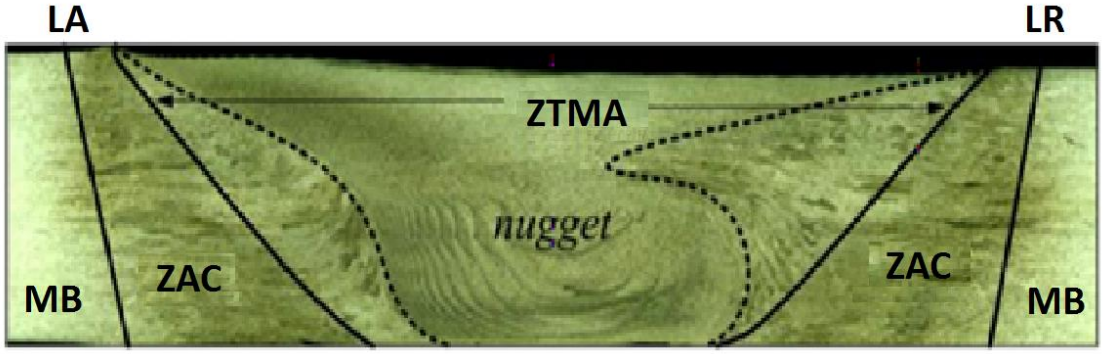


Figura 2.5. Zonas microestruturais de uma soldadura realizada por *FSW* (adaptado de (Leitao, 2013)).

2.2. *FSW* em Materiais Dissimilares (Aço-Alumínio)

Desde a criação e implementação do processo de soldadura por *FSW* já foram testadas várias possibilidades de soldadura de materiais dissimilares, a fim de se combinar as melhores propriedades de cada um num só componente. Devido à sua vasta aplicabilidade na manufatura de estruturas e equipamentos para a indústria aeronáutica, aeroespacial e automóvel, existe um grande interesse na soldadura de ligas de alumínio e aço, sendo um dos principais objetivos a redução do consumo de combustível (Ogura, et al. 2012).

Na literatura existente sobre soldadura por *FSW* de materiais dissimilares, a maior parte dos estudos incide sobre soldaduras em configuração de junta topo a topo, sendo as juntas sobrepostas menos exploradas. Desta forma, realizou-se um levantamento da literatura publicada na última década sobre soldadura por *FSW* em junta sobreposta, igualmente denominada de *Friction Stir Lap Welding*, *FSLW*, entre ligas de alumínio e diferentes aços.

Na Figura 2.6 encontra-se um esquema síntese das ligas de alumínio e os diferentes aços sujeitos a soldadura por *FSLW*, que foram objeto de estudo na literatura por parte dos autores indicados doravante no presente capítulo.

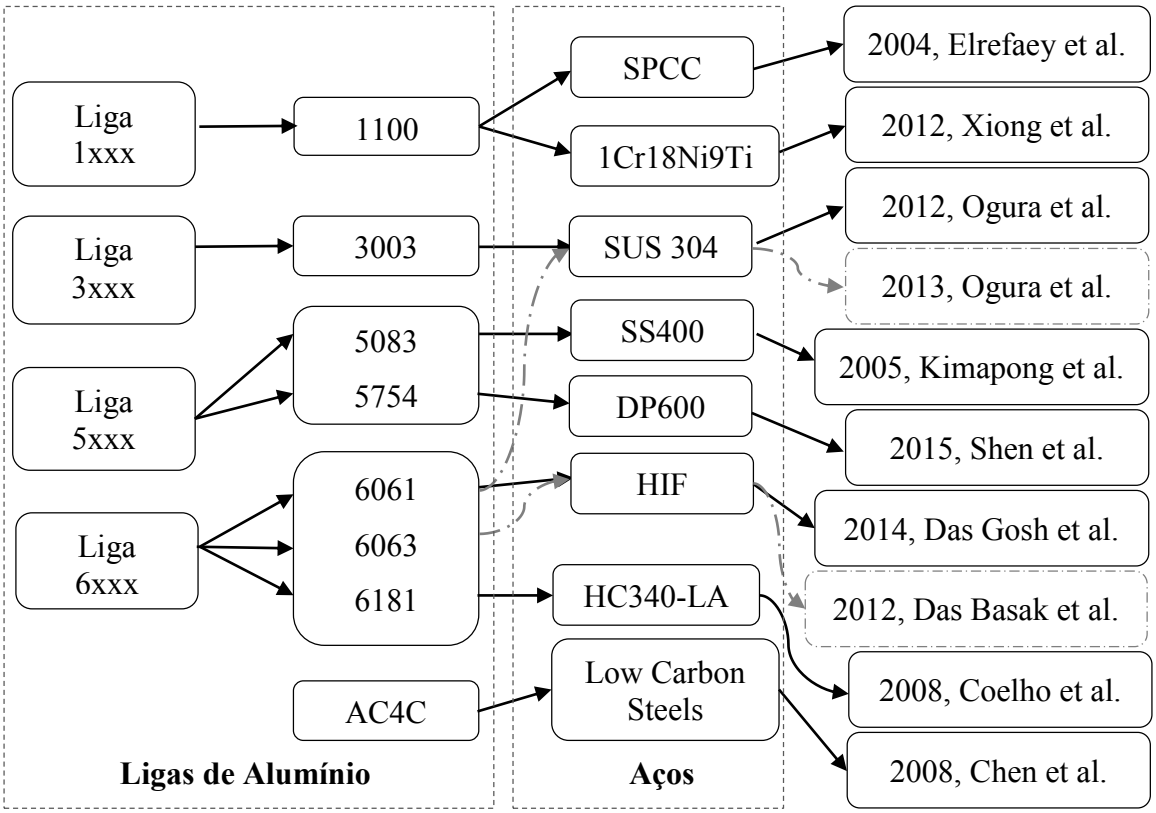


Figura 2.6. .Esquema síntese da literatura existente em soldadura por *FSLW* entre ligas de alumínio e aço.

Da análise da literatura foi possível concluir que em todos os trabalhos realizados o material base colocado no topo da junta de soldadura foi a liga de alumínio, por ser o material mais macio e com temperatura de fusão mais baixa. De referir também que, em todas as soldaduras analisadas, foram detetados compostos intermetálicos, com diferentes composições químicas (exemplos: $FeAl_3$, Fe_2Al_5, $FeAl$, Fe_4Al_{13}). No que diz respeito à ferramenta de soldadura, a maioria dos autores recorreu à utilização da ferramenta de aço *SKD series*, sendo expressamente identificados neste texto os casos em que a ferramenta de soldadura for diferente. Um dos primeiros estudos realizados incidiu sobre a soldadura entre a liga de alumínio 5754 (2 mm de espessura) e um aço com baixo teor de carbono, designado por SPCC (1 mm de espessura) (Elrefaey , et al. 2004). Neste trabalho foram testadas diferentes velocidades de rotação e de avanço, assim como penetrações do pino na chapa inferior. Mostrou-se que, havendo penetração do pino no aço (0,1 mm), e não apenas contacto superficial, as soldaduras obtidas possuem maior resistência a solicitações mecânicas de fadiga. O mesmo foi obtido para maiores velocidades de rotação.

(Kimapong e Watanabe 2005 a),b)), estudaram a soldadura entre a liga de alumínio AA5083-O (3 mm) e o aço SS400 (3 mm), repartindo o estudo em dois artigos. No primeiro artigo foi analisada a influência do comprimento do pino, da velocidade de rotação e da velocidade de translação da ferramenta na resistência mecânica e na microestrutura das soldaduras. No segundo artigo é investigado o efeito do ângulo de ataque e do diâmetro do pino da ferramenta sobre as referidas propriedades. Com o aumento da velocidade de rotação, os autores constataram um aumento da dimensão da camada de compostos intermetálicos gerada pelo processo, assim como uma diminuição da resistência à tração da soldadura. No caso da variação da penetração do pino na chapa inferior da junta sobreposta, tendo este comprimentos de 3 mm e 3,3 mm, a maior penetração do pino tornou-se prejudicial para a soldadura, provocando uma maior geração de compostos intermetálicos. Com o aumento do diâmetro do pino da ferramenta observaram a criação de defeitos, denominados de vazios, com maior dimensão, levando a uma diminuição da resistência à tração das soldaduras.

Entre a liga de alumínio AA6181-T4 e o aço HC340LA, (Coelho, et al. 2008) analisaram a soldadura em chapas com espessura de 1,5 mm. Assim como para a maioria das soldaduras já referidas, foram detetados intermetálicos de composição $FeAl_3$, Fe_2Al_5 e $FeAl$, assim como inclusões de aço no lado da soldadura correspondente à liga de alumínio. Ao realizar ensaios de tração, observaram também que a fratura ocorreu do lado de recuo da soldadura na liga de alumínio, na zona onde se encontravam a maioria das inclusões referidas. Outro estudo, realizado por (Chen e Nakata 2008), envolveu a soldadura entre a liga de alumínio AC4C (3 mm de espessura) e três aços com baixo teor em carbono, com diferentes tratamentos superficiais: revestimento com zinco, acabamento espelhado e acabamento “escovado”. Segundo os autores, das três soldaduras analisadas, a que apresentou melhor resistência à fratura foi a que envolveu o aço revestido com zinco. Sendo assim este elemento químico foi referenciado como o potenciador da maior resistência da soldadura em *FSLW*. Na soldadura que incluiu o aço com acabamento espelhado, a soldadura apresentava reduzida resistência mecânica, havendo a separação dos materiais base na preparação das amostras que seriam objeto de análise microestrutural. No caso que envolveu a soldadura do aço com acabamento escovado, os autores observaram que algumas cavidades existentes na superfície das chapas foram preenchidas por porções de liga de alumínio deformada plasticamente durante o processo, originado uma união dos materiais quase mecânica entre os materiais a ligar.

(Xiong, et al. 2012) estudaram a soldadura entre a liga AA1100 (2,2 mm de espessura) e o aço inoxidável 1Cr18Ni9Ti (1,1 mm de espessura), utilizando uma ferramenta de soldadura construída em aço H13**.** Neste estudo procurou-se explorar a influência da penetração e geometria do pino na qualidade da soldadura, tendo sido usados dois pinos com diferentes comprimentos, 2 mm e 2,4 mm, e para cada comprimento, duas diferentes geometrias: uma com superfície lisa e outra com 15 arestas de corte. Os autores concluíram que o pino com superfície lisa e maior comprimento sofreu desgaste excessivo, devido à elevada resistência do aço soldado, não tendo sido obtidas soldaduras para análise. Para as soldaduras realizadas com o pino com arestas de corte de maior comprimento (2,4 mm), obtiveram-se valores de resistência mecânica das soldaduras superiores aos do material base, o que, segundo os autores, se deveu à formação de intermetálicos na interface de ligação. De referir ainda que a inclusão de arestas de corte no pino provocou um fluxo e uma mistura mais intensos dos materiais de ambas as chapas, assim como uma menor geração de calor por parte do pino. (Ogura, et al. 2012) estudaram a soldadura por *FSLW* entre aço e ligas de alumínio, incidindo o seu estudo pela análise local do comportamento de soldaduras, entre a liga A3003-H112 (15 mm de espessura) com o aço SUS304 (12 mm). Neste estudo foi utilizada uma ferramenta construída em carboneto de tungsténio, *WC*. A análise local detalhada do comportamento da soldadura do lado do avanço, ao centro e do lado do recuo, mostrou maior resistência mecânica das duas primeiras zonas. Mais recentemente, (Ogura, et al. 2013) estudaram a soldadura entre a liga AA6061-T651 (11 mm de espessura) e o aço SUS304 (12 mm de espessura), constatando que a curva tensão-deformação obtida para a soldadura atingiu valores muito próximos da curva relativa ao material base da liga de alumínio. Estes autores detetaram, na interface da soldadura, camadas de Al_2O_3 e Al_8Fe_2Si, sendo a fratura dos provetes originada na zona dos referidos compostos.

Na soldadura entre a liga AA6061 (2 mm) e o aço galvanizado HIF (1 mm de espessura) (Das, Ghosh e Pal 2014) concluíram que a determinação de um adequado coeficiente de relação de velocidades, velocidade de rotação / velocidade de translação, da ferramenta, é determinante para a obtenção de soldaduras com elevada resistência mecânica, quer pela quantidade de intermetálicos originados, quer também pela quantidade de calor gerado localmente**.** Mais recentemente, (Shen, et al. 2015) estudaram a soldadura entre a liga de alumínio AA5754 (2,2 mm de espessura) e o aço DP600 (2,5 mm de espessura), utilizando uma ferramenta em carboneto de tungsténio. Neste estudo concluíram que para as soldaduras

realizadas com maior penetração do pino na chapa inferior, isto é, no metal base do aço, os valores de força máxima suportados até a rutura pelas soldaduras eram superiores aos das soldaduras realizadas com penetração nula no material base do aço. Em termos de defeitos, para além dos compostos intermetálicos que constituem um defeito recorrente na literatura referida anteriormente, são também reportados vazios. Foi notado também que ao aumentar a velocidade de translação da ferramenta, diminui a quantidade de defeitos criados na soldadura, para várias distâncias de penetração do pino da ferramenta de soldadura.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Nas soldaduras em estudo, realizadas em configuração de junta sobreposta, foram unidas duas placas de materiais dissimilares, a liga de alumínio AA6082-T6 e o aço S355J2+N, tendo as placas 3 mm de espessura no caso da liga de alumínio e 5 mm no caso do aço. As propriedades dos materiais referidos serão discutidas no ponto 3.1.

No processo de soldadura foi utilizada uma ferramenta constituída por dois materiais diferentes, nomeadamente, a base da ferramenta, construída em aço M42, de elevada dureza e resistência ao desgaste e o pino da ferramenta, construído em carboneto de tungsténio com matriz de cobalto (WC-Co). Em termos de dimensões, a base apresentava um diâmetro de 12 mm e o pino um diâmetro de 4 mm e 3,1 mm de comprimento. No que diz respeito aos parâmetros do processo, as soldaduras foram realizadas com velocidade de rotação de 800 rpm, velocidade de avanço de 305 mm/min, ângulo de ataque de 1,5º e força axial de 9000 N. Como se mostra na Figura 3.1, a soldadura foi realizada em 3 passagens sucessivas da ferramenta. De referir ainda que as soldaduras foram realizadas pelo centro tecnológico Lortek, sediado em Ordizia, Espanha. Para a realização dos ensaios descritos no presente capítulo foram utilizados provetes da soldadura cortados segundo o esquema de amostragem apresentado na Figura 3.1

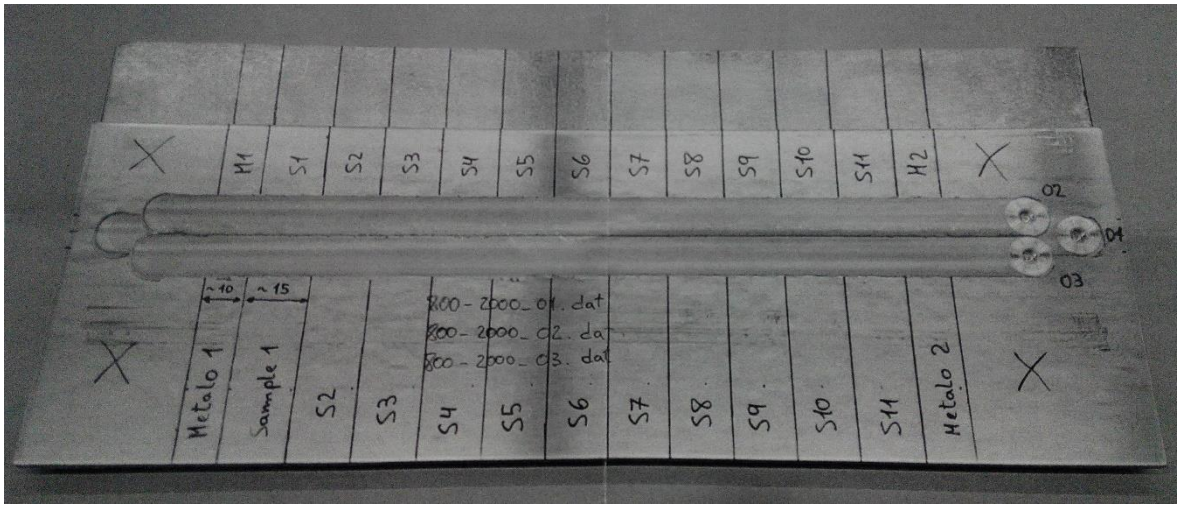


Figura 3.1. Imagem da soldadura e esquema de amostragem dos provetes utilizados nos ensaios de caracterização mecânica e microestrutural

3.1. Materiais Base

3.1.1. Liga de Alumínio AA6082 – T6

A liga de alumínio, AA6082 –T6, pertencente à gama 6xxx, tem como principais elementos de liga o magnésio e o silício. De referir que a liga em estudo apresenta um tratamento térmico de envelhecimento artificial, de designação T6, com o intuito de melhorar a sua resistência mecânica. Na Tabela 3.1 encontra-se indicada a composição química da liga AA6082 e na Tabela 3.2 propriedades físicas e mecânicas.

Tabela 3.1. Composição química da liga de alumínio AA 6082 (segundo norma PN-EN 573-3:2010).

Material	Si [%]	Mg [%]	Mn [%]	Fe [%]	Cr [%]	Zn [%]	Cu [%]	Ti [%]	Al [%]
AA 6082 – T6	0,7 a 1,3	0,6 a 1,2	0,4 a 1	0 a 0,5	0 a 0,25	0 a 0,2	0 a 0,1	0 a 0,1	Rest.

Tabela 3.2. Propriedades físicas e mecânicas da liga de alumínio AA 6082 (segundo norma PN-EN 573-3:2010).

Material	Densidade [kg/m^3]	Módulo de Elasticidade [GPa]	Condutividade Térmica [W/m.K]	Dureza [Hv]	Tensão Limite de Elasticidade [MPa]
AA6082	2700	70	180	100-110	310

3.1.2. Aço S355J2+N

O aço S355J2+N é um aço estrutural, (abreviatura *S* de *Strucutral*) de elevada resistência mecânica e com boa soldabilidade. Este aço tem grande aplicabilidade em construção mecânica, sobretudo na manufatura de equipamentos industriais sujeito a grandes solicitações. A sigla "J2" indica que o aço em questão foi sujeito a um teste de impacto a uma temperatura de -20 ºC, apresentando boa tenacidade ao impacto, enquanto "+N" traduz que o tratamento térmico de normalização, isto é, de redução e homogeneização do tamanho de grão do aço foi aplicado após laminagem a quente do mesmo. Na Tabela 3.3 está indicada a composição química do aço e na Tabela 3.4 propriedades físicas e mecânicas do aço.

Tabela 3.3. Composição química do aço S355J2+N (segundo Norma EN10025-2:2010).

Material	Fe [%]	Mn [%]	Cu [%]	Si [%]	C [%]	S [%]	P [%]
S355J2+N	Rest.	1,6	0,6	0,55	0,22	0,035	0,035

Tabela 3.4. Propriedades físicas e mecânicas do aço S355J2+N (segundo Norma EN10025-2:2010).

Material	Densidade [kg/m^3]	Módulo de Elasticidade [GPa]	Condutividade Térmica [W/m.K]	Dureza [Hv]	Tensão Limite de Elasticidade [MPa]
S355J2+N	7700	200	25	160-170	454

3.2. Equipamentos e Técnicas Utilizadas

3.2.1. Caracterização Mecânica

3.2.1.1. Ensaio de Tração

Para caracterizar a resistência mecânica da soldadura foram realizados ensaios de tração em corte em provetes de soldadura com configuração exemplificada na Figura 3.2 a), com uma fotografia lateral do respetivo provete na Figura 3.2 b). Nas extremidades dos provetes foram colocadas duas placas excedentes de material base, de modo a perfazer uma altura igual nas duas extremidades (elementos 1 e 2 da Figura 3.2 a)), evitando assim efeitos indesejados de flexão durante o ensaio. Foi ainda utilizado um outro provete diferente de soldadura, maquinado de modo a permitir ser tracionado uniaxialmente o lado da soldadura correspondente à liga de alumínio. De modo a ser possível a realização do referido ensaio, uma parte da amostra, em aço, foi removida por corte

Para os ensaios de tração, as amostras foram pintadas com uma primeira camada, branca, que cobrisse toda a superfície transversal da soldadura, e por cima desta, uma camada de pontos de tinta preta, com distribuição aleatória.

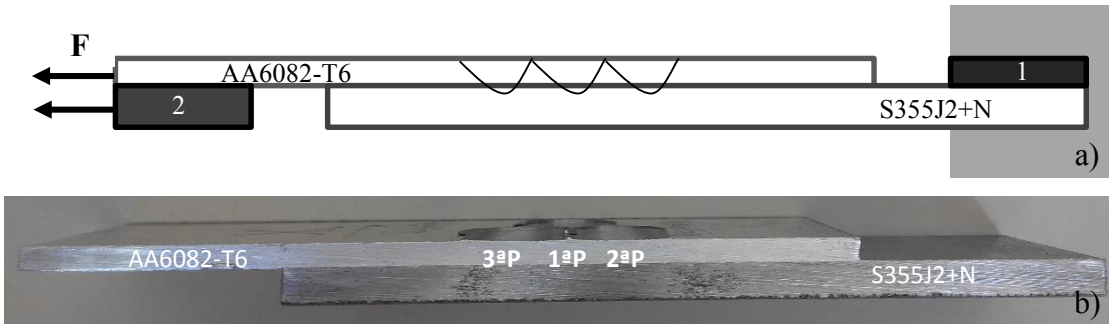


Figura 3.2. Configuração dos provetes das soldaduras para o ensaio de tração em corte.

No que diz respeito aos provetes de material base, estes foram maquinados segundo a Norma *ASTM E 8M – 04* (2004), e igualmente pintados como descrito no parágrafo anterior. Para estes provetes, efetuaram-se ensaios de tração uniaxial, tal como exemplificado na Figura 3.3

Figura 3.3. Configuração dos provetes de material base para o ensaio de tração uniaxial.

No presente trabalho, para cada tipo de ensaio de tração, foram testados vários provetes. No caso de material base tracionaram-se 3 provetes para a liga AA6082-T6 e 3 provetes para o aço S355J2+N, enquanto para as amostras de soldadura foram ensaiados 5 provetes. Após comparação de resultados verificou-se que estes eram semelhantes, para cada grupo de provetes e, consequentemente, pelo que na análise de resultados serão apresentadas as curvas força – deslocamento e tensão – deformação correspondentes a apenas uma amostra.

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente, com uma velocidade de ensaio de 5mm/min, utilizando uma máquina universal de tração *Instron® Model 4206*. Para a aquisição de carga e deslocamento dos provetes utilizou-se uma consola *Instron®*. Para a aquisição de deformação recorreu-se ao extensómetro ótico *ARAMIS Optical 3D Deformation & Strain Measurement System.*, que permite efetuar medições sem existir contacto físico entre o equipamento e as amostras testadas.

3.2.1.2. Ensaio de Fadiga

Os provetes utilizados no ensaio de fadiga, num total de 6 provetes, apresentavam configuração igual à indicada na Figura 3.2, incluindo os elementos de material base colocados na extremidade do provete. Para a realização dos ensaios recorreu-se ao equipamento *Instron® ElectroPlus E1000,* tendo acoplado a si um sistema de aquisição e controlo *Instron Fast Track 8800.* Nos ensaios de fadiga foi aplicada uma onda sinusoidal de força, com frequência de 10 Hz e uma amplitude de tensões compreendia entre os 30 MPa e os 90 MPa. As amplitudes de força e força média foram calculadas tendo em conta os valores de amplitude de tensão, a espessura da soldadura e a largura dos provetes. Com os resultados obtidos nos ensaios de fadiga foi traçada a curva S-N, com as amplitudes de tensão em função do número de ciclos até à rutura. A vida dos provetes foi definida como o número de ciclos até à rutura por fadiga.

3.2.1.3. Ensaio de Dureza

Para análise de dureza foram realizadas indentações na seção transversal da soldadura, com uma carga de 100g aplicada durante 15 s. As medições de dureza foram realizadas ao longo de várias linhas horizontais e com um espaçamento de 50 µm entre indentações. De referir que foram realizadas 6 linhas de indentações, 3 em cada material

base, contendo cada linha cerca de 85 indentações, como esquematizado na Figura 3.4. Para o material base do aço, as 3 linhas de medição de dureza foram executadas a 0,25 mm, 0,5 mm e 1mm da interface de soldadura (representado a tracejado a 5 mm da base da amostra de soldadura). No caso da liga de alumínio, as 3 linhas de indentações efetuaram-se a 0,25 mm, 1 mm e 2mm da interface da soldadura. Na realização destas medições teste foi utilizado o equipamento de medição de microdureza, em *Vickers* (Hv), *Struers Type Duramin 1* .

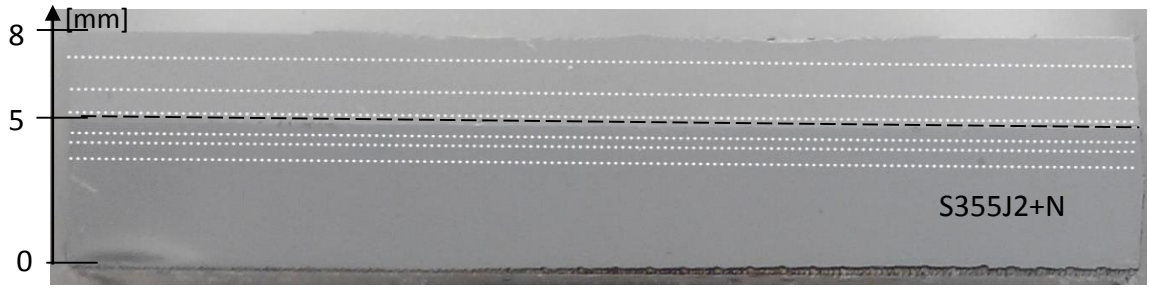


Figura 3.4. Esquema das linhas de medição de dureza na seção transversal da soldadura.

3.2.2. Análise Macro e Microestrutural

3.2.2.1. Metalografia

Tanto para a análise macroestrutural, como para a análise microestrutural, foi necessário preparar amostras da soldadura em estudo, executando polimento com ações de lixa de diferentes granulometrias (180, 320, 600, 1000, e 2500 grãos/cm^2). Em seguida as amostras foram polidas com suspensão de diamante de 6µm, 3µm e 1µm. Posteriormente efetuou-se o ataque químico, de modo a revelar a microestrutura dos materiais base, com reagente diferente para cada material de base. Para a liga de alumínio foi utilizado o reagente *Poulton* Modificado, com tempo de reação de 30 s, e para o aço o reagente *Nital*, com tempo de reação de 15 s.

Após revelada a microestrutura dos materiais base, procedeu-se à sua análise num microscópio ótico de modelo *Leica DM 4000 M LED*, com ampliações de 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x, e retiradas micrografias com uma máquina fotográfica *Stemi 2000-C*, acoplada ao microscópio ótico.

3.2.2.2. Microscopia Eletrónica de Varrimento (*SEM)*

Para efetuar a análise por *SEM*, as amostras de soldadura tiveram de ser devidamente cortadas. Neste ensaio foram analisadas diferentes zonas da soldadura, como se poderá constatar no capítulo 4. Para a realização do ensaio de *SEM* foi utilizado um microscópio eletrónico de varrimento de alta resolução, com microanálise por Raios-X, de modelo *JEOL JSM 6301F/ Oxford INCA Energy 350.*

3.2.3. Difração de Raios-X

Para análise por difração de Raios – X, utilizaram-se amostras dos provetes resultantes do ensaio de tração em corte. Neste ensaio analisaram-se as zonas de passagem do pino da ferramenta. Para a difração de Raios-X foi utilizado um difratómetro *PanAlytical X'Pert PRO.*

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1. Caracterização Mecânica

4.1.1. Ensaio de Tração

No gráfico da Figura 4.1 mostram-se os resultados da força, em função do deslocamento, correspondentes ao ensaio da soldadura, testada em corte e aos materiais base, testados em tração uniaxial. No provete de soldadura conseguiu-se alcançar um valor de força de aproximadamente 11500 N para um deslocamento de 2,8 mm, valor para o qual ocorreu a separação dos materiais base através de uma linha de rutura paralela à interface original. Comparando com o valor de força máxima obtida para o material base da liga AA6082-T6, constata-se que a soldadura reportou um valor de carga superior.

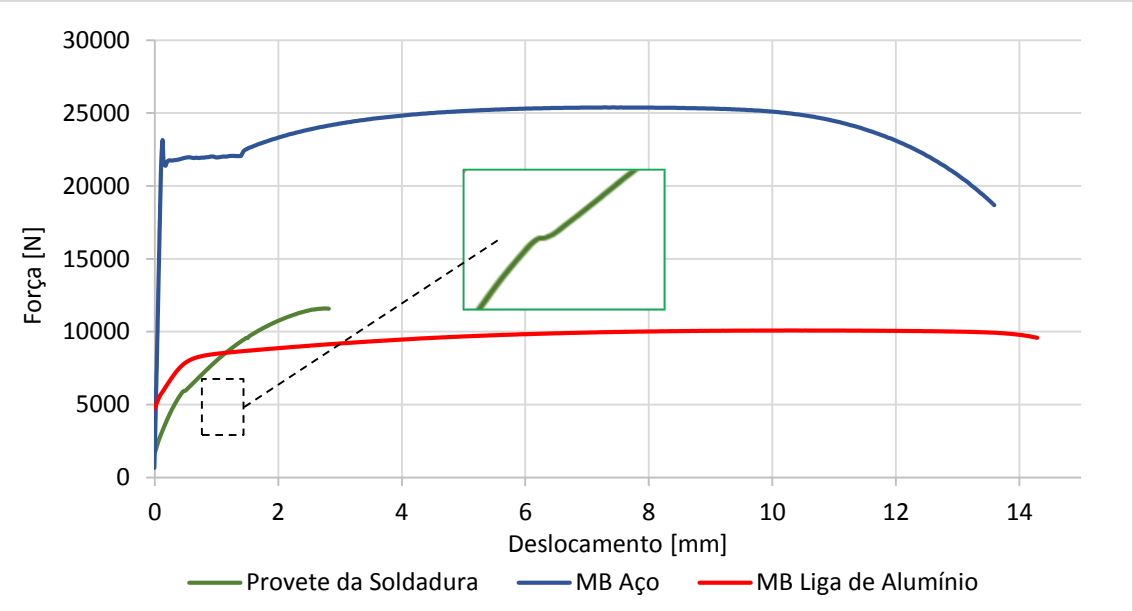


Figura 4.1. Gráfico de força em função do deslocamento para o provete de soldadura ensaiado em tração em corte e para os materiais base.

De notar a variação do declive da curva força- deslocamento correspondente à soldadura, assinalado a tracejado na Figura 4.1, que sugere o alongamento em dois estágios por parte da liga de alumínio durante o ensaio de tração em corte da soldadura. Com efeito, o provete de soldadura em estudo apresentou deformação significativa na liga de alumínio. Essa deformação concentrou-se essencialmente na ZAC do lado do avanço correspondente à terceira passagem da ferramenta, tal como se mostra na Figura 4.2 a), onde está representado o mapa de distribuição de deformação na amostra após a carga máxima, indicada na figura. Neste mapa é bem visível a rutura do provete, correspondente à separação dos dois materiais base, paralelamente à interface entre as chapas soldadas. Em resultado disso, após rutura foi possível visualizar as marcas da passagem da ferramenta, assim como a zona onde ocorreu deformação plástica, indicada na Figura 4.2 b). A deformação ocorrida não é uniforme, confirmando os resultados obtidos na Figura 4.1, com o alongamento da liga de alumínio feito em dois estágios (região a tracejado na Figura 4.2 b)): um primeiro alongamento longitudinal da liga de alumínio, na ZAC da terceira passagem, seguindo-se o alongamento entre a terceira e primeira passagens da ferramenta, até ocorrer a separação total dos materiais soldados.

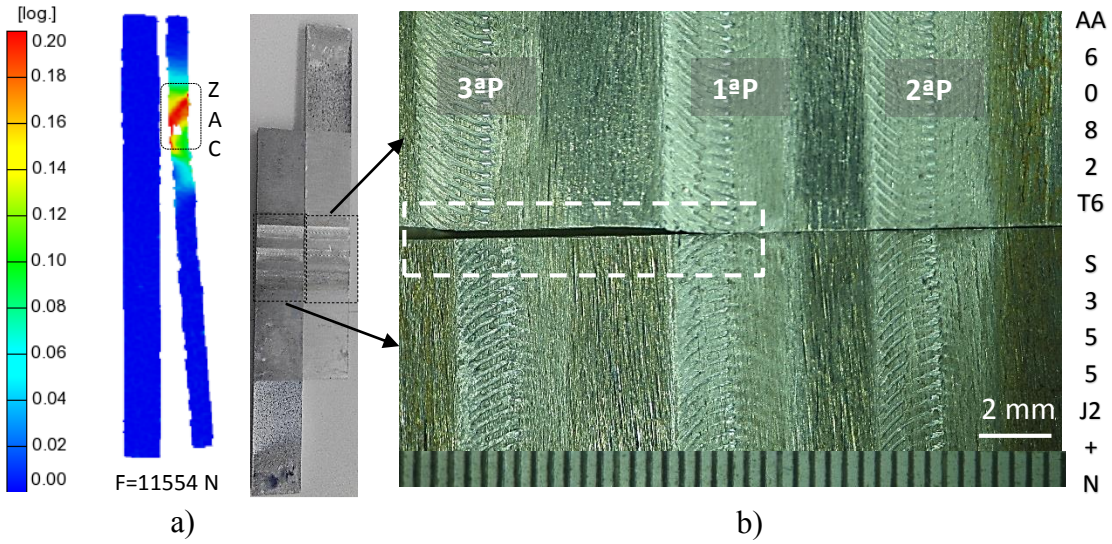
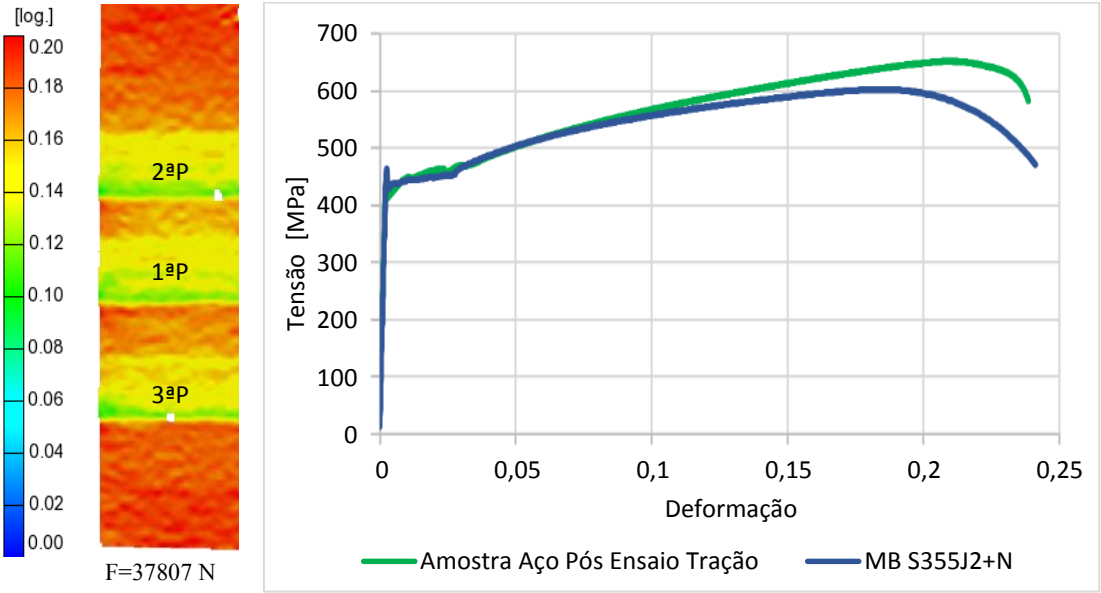


Figura 4.2. Resultados do ensaio de tração no provete de soldadura: a) mapas de distribuição de deformação; b) superfície de interface da soldadura com as passagens de ferramenta: 1ª(centro), 2ª (direita) e 3ª (esquerda).

Através dos resultados da Figura 4.2 a) constatou-se que o material correspondente ao aço não deformou plasticamente, quando comparada com a deformação ocorrida na liga de alumínio. Após a separação dos metais base no ensaio de tração em corte da soldadura, a parte do provete correspondente ao aço foi submetida a um ensaio de tração. Na Figura 4.3 mostra-se uma imagem com o mapa de distribuição de deformação na amostra no ponto de carga máxima (Figura 4.3 a)) e ainda a curva tensão-deformação do aço correspondente ao referido ensaio (Figura 4.3 b)). Conseguem-se detetar na imagem de isovalores de deformação as 3 passagens do pino da ferramenta de soldadura, ocorrendo nestas uma menor deformação comparativamente ao restante material base. Analisando o gráfico de tensão-deformação é possível concluir que a resistência da amostra do aço da soldadura é ligeiramente superior à do material base original.



a) b)

Figura 4.3. Resultados do ensaio de tração no aço resultante do provete de soldadura: a) mapas de distribuição de deformação; b) curva tensão-deformação do aço.

Na Figura 4.4 a) mostram-se os mapas de distribuição de deformação, obtido no provete de soldadura, tracionado uniaxialmente do lado da soldadura correspondente à liga de alumínio, indicando as forças registadas na etapa do ensaio referente a cada mapa de distribuição. Como se pode ver na Figura 4.4, tal como no provete de soldadura tracionado em corte, registou-se deformação, não só na ZAC da terceira passagem, mas também na ZAC da segunda passagem da ferramenta. Essa deformação é percetível na Figura 4.4 a), assim como na Figura 4.4 b), onde são evidenciados as ZTMA correspondentes à segunda e terceira passagens do pino da ferramenta. Ao contrário do registado para os provetes de soldadura ensaiados em corte, a rutura surgiu no material base da liga de alumínio, na ZAC da segunda passagem da ferramenta. De notar que no local da primeira passagem da ferramenta não ocorreu deformação plástica em nenhum dos materiais base.

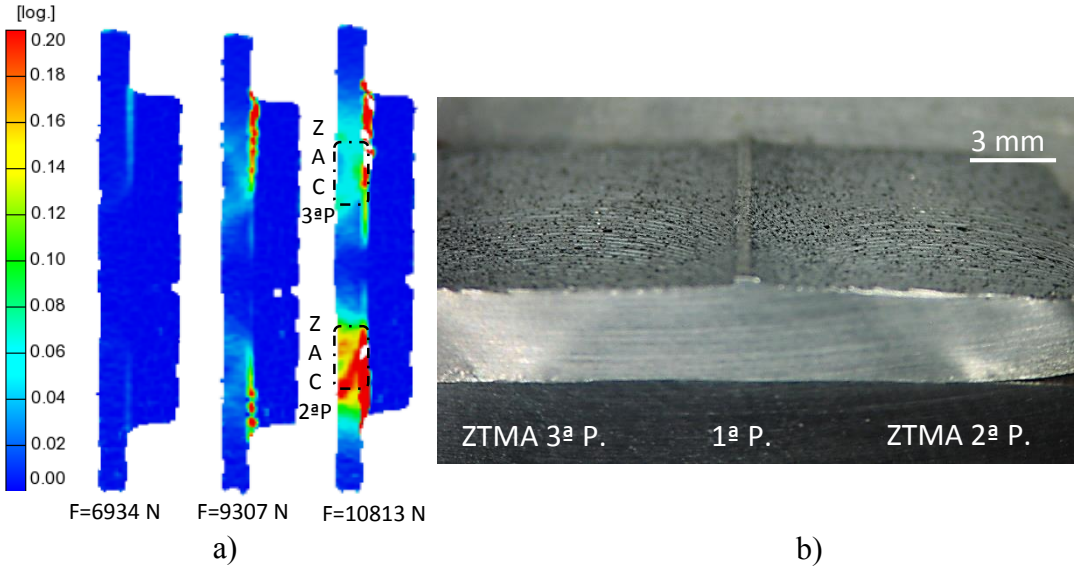


Figura 4.4. Resultados do ensaio de tração uniaxial no provete de soldadura: a) mapas de distribuição de deformação; b) superfície transversal à soldadura do provete, indicando as ZTMA da terceira e segunda passagens da ferramenta.

Foram traçadas curvas tensão – deformação locais relativas às ZAC da segunda e terceira passagens da ferramenta, recorrendo ao procedimento explicitado pelos autores (Leitão, Galvão, et al. 2012). Estas curvas são apresentadas na Figura 4.5, onde são comparadas com as curvas dos materiais base. As duas curvas obtiveram um comportamento semelhante, atingindo valores de resistência muito inferiores aos dos materiais base, o que era espectável pela deformação plástica apresentada.

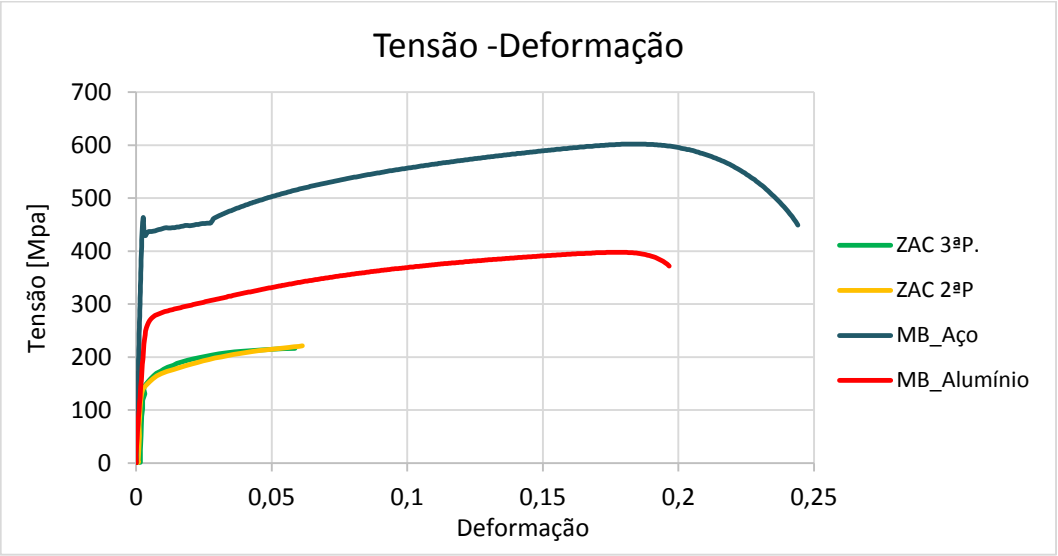


Figura 4.5. Curvas tensão-deformação da amostra de soldadura tracionada uniaxialmente e dos respetivos materiais base.

4.1.2. Dureza

Na Figura 4.6 mostram-se os perfis de dureza medidos na seção transversal da soldadura. As linhas a tracejado correspondem aos valores médios de dureza dos materiais base, sendo a linha verde correspondente à liga AA6082-T6 e a linha preta ao aço S355J2+N. Na liga de alumínio verificou-se um decréscimo nos valores de dureza, relativamente ao material base, numa região que dista cerca de 18 mm do centro da soldadura. Esta zona compreende a ZTMA e a ZAC da liga de alumínio. No caso da ZAC, o decréscimo nos valores de dureza deve-se possivelmente a uma redefinição dos precipitados, característicos das ligas de alumínio tratáveis termicamente. No entanto seria necessário um estudo do tema para obter uma justificação mais concreta.

Junto ao centro da amostra, os valores de dureza permanecem constantes, sendo inferiores aos valores de dureza medidos na ZAC, definindo a ZTMA da liga AA6082-T6.

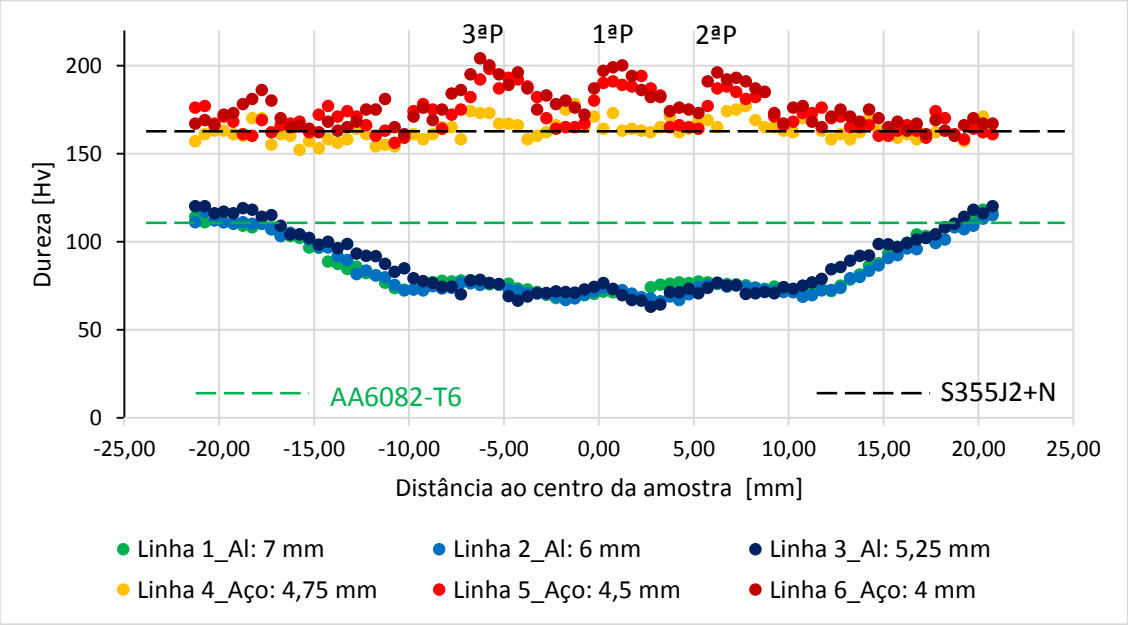


Figura 4.6. Gráfico com os valores de dureza na seção transversal da soldadura.

Os perfis de dureza registados para a liga de alumínio não apresentam a típica forma em "W" característico de soldadura por *FSW* em ligas envelhecidas artificialmente. Com efeito, devido às sucessivas passagens de ferramenta, ocorreu uma redefinição das características microestruturais das zonas formadas em passagens anteriores e, deste modo, os valores de dureza apresentados na ZTMA resultam da ação combinada de ciclos térmicos sucessivos.

Com a determinação dos valores de dureza na ZTMA e ZAC da soldadura, na liga de alumínio AA6082-T6 e as curvas de tensão-deformação locais das referidas zonas, é possível verificar se a deformação plástica originada, ε^P, para valores de dureza na zona correspondente da referida deformação plástica, está de acordo com as conclusões obtidas por outros autores para a para a liga AA6082-T6 (Costa, Rodrigues e Leitão 2015).

Analisando as equações para o valor da tensão de limite elástico, $\sigma_{0,2}$, e para os valores de tensão locais, σ, relacionadas com os valores de dureza, HV, obtém-se:

$$\boldsymbol{\sigma_{0,2} = c_1 . HV + c_2}, \tag{4.1}$$

$$\boldsymbol{\sigma = c_3 . HV + f(\varepsilon^P)}, \tag{4.2}$$

com

$$\boldsymbol{f(\varepsilon^P) = c_4 . \varepsilon^P + c_5}, \tag{4.3}$$

sendo os valores das constantes c_1=1,4; c_2=31,7; c_3=2; c_4=818,1 e c_5=28,4.

Na Figura 4.7 estão apresentados as curvas tensão-dureza locais obtidos para a ZAC da liga de alumínio AA6082-T6. Aplicando os valores obtidos de tensão local para uma deformação de 0,025 e 0,05, com o correspondente valor de dureza, nas equações supracitadas, verificou-se que a deformação plástica ocorrida se encontra de acordo com as estimativas criadas pelos autores, relativas à liga de alumínio AA6082-T6, para a tensão limite de elasticidade, $\sigma_{0,2}$, com a curva representada a cinzento e para as tensões correspondentes a deformações de 0,025 e 0,05, representadas a tracejado na Figura 4.7.

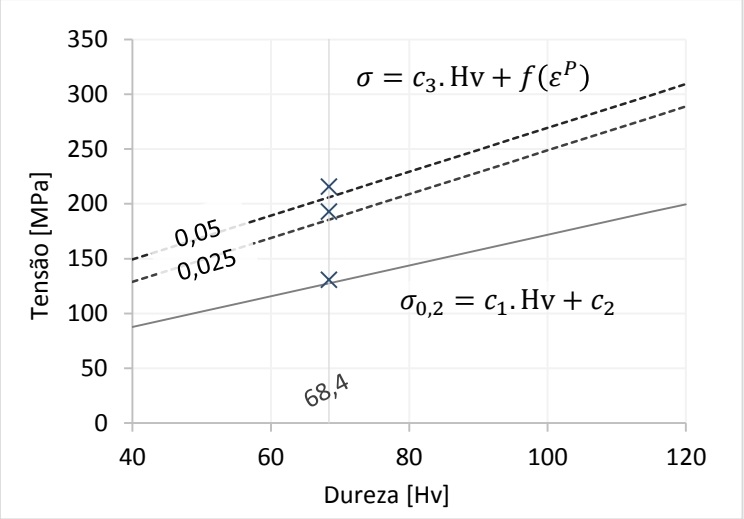


Figura 4.7. Gráfico de tensão local em função da dureza local do provete de soldadura tracionado uniaxialmente.

No caso do aço S355J2+N foi registada uma maior oscilação de valores de dureza, sendo percetível pelos perfis registados a presença dos 3 *Nuggets* da soldadura, que correspondem aos valores mais elevados de dureza. Ao contrário da liga de alumínio, em que existe uma zona, a ZAC, na qual foi registado um decréscimo progressivo dos valores de dureza, no aço não foi possível delimitar uma ZAC, concluindo-se que a sua dimensão seja muito reduzida. Note-se ainda que foi na ZTMA da 3ª passagem da ferramenta que foram medidos os maiores valores de dureza do lado do aço. Todavia, apesar de existirem variações de valores de dureza consideráveis, não são de dimensão suficiente para constatar a existência de possíveis intermetálicos na soldadura ou de outros compostos (Chen e Nakata 2008).

4.1.3. Ensaio de Fadiga

No ensaio de Fadiga os provetes sujeitos a tração em corte foram submetidos a distintas amplitudes de tensão. As amplitudes das tensões aplicadas variam entre um valor mínimo nulo e um valor máximo definido para cada ensaio, com a designação adaptada para identificar cada ensaio da letra "F" e o valor de tensão máxima aplicada. Para a maior tensão, de 90 MPa, foram testados dois provetes, solicitados em condições opostas, isto é, na amarra superior do equipamento foi colocado o lado do material base da liga de alumínio, no ensaio F.90, e o lado do aço S355J2+N, no ensaio F.90.I. Apesar disso a rutura dos provetes ocorreu na mesma zona de soldadura, ou seja, na ZAC da terceira passagem da ferramenta. É importante notar que, para os restantes provetes, em que foi imposta uma menor amplitude de tensão, a rutura surgiu sempre nesta zona, à exceção do provete sujeito a uma amplitude de tensão de 30 MPa, no qual não ocorreu rutura.

A curva S-N, também conhecida por curva de *Wöhler*, relaciona a amplitude de tensão aplicada no ensaio de fadiga com o número de ciclos até a rutura, permitindo caracterizar a resistência à rutura por fadiga da ligação. Com os resultados obtidos no ensaio de fadiga construiu-se uma curva S-N concernente à soldadura em estudo, que se mostra na Figura 4.8. Para o valor de tensão máxima de 30 MPa aplicada, obteve-se uma previsão de vida próxima de 2×10^6 ciclos, ou seja, a ligação terá vida infinita para amplitudes de tensão inferiores à aplicada neste ensaio.

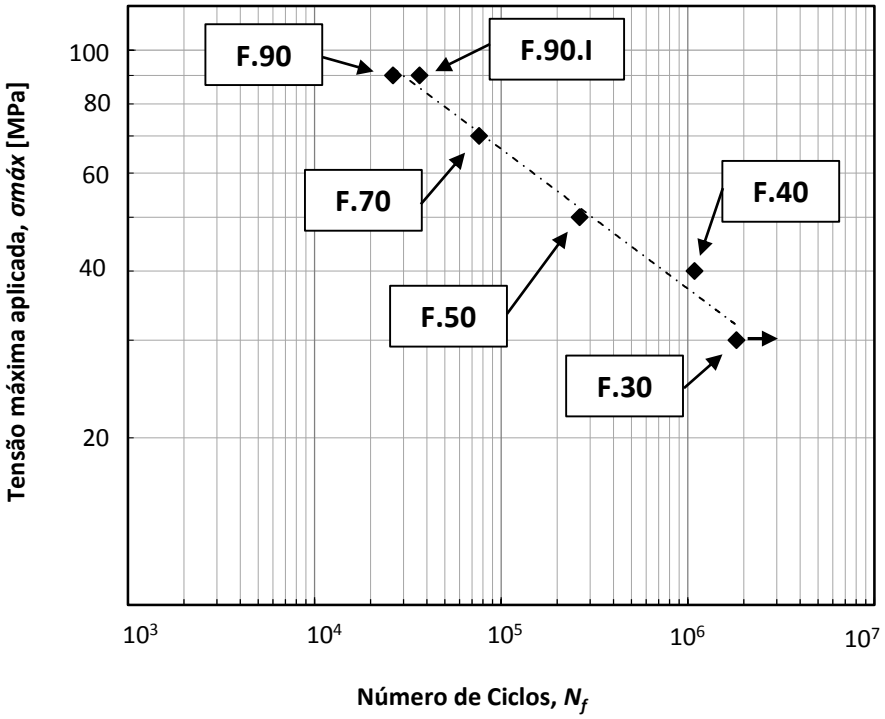


Figura 4.8. Curva S-N obtida para a soldadura em estudo entre liga AA6082-T6 e o aço S355J2+N.

4.2. Análise Macro e Microestrutural

4.2.1. Metalografia

Após ataque químico da secção transversal da soldadura foi possível visualizar a microestrutura tanto dos materiais base, como das diversas zonas afetadas pelo processo de soldadura. Na Figura 4.9 mostra-se a microestrutura dos materiais base, encontrando-se na Figura 4.9 a) o material base da liga de alumínio 6082-T6, com ampliação de x200, e na Figura 4.9 b) o aço S355J2+N, com ampliação de x500. Do lado da liga de alumínio é percetível que o grão tem forma ligeiramente alongada, resultante do processo de laminagem a quente a que foi sujeito, enquanto no aço a estrutura aparenta ter uma mistura ferrítico-perlítica, também encontrada por outros autores (Nandan, DebRoy e Bhadeshia 2008), (Xu, et al. 2012).

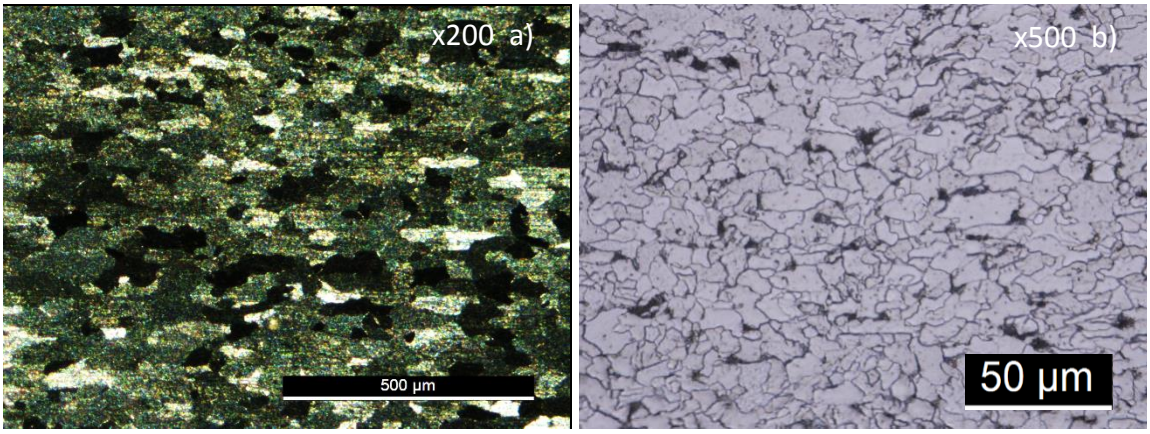


Figura 4.9. Micrografia dos materiais base: a) liga AA6082-T6 com ampliação de x200; b) aço S355J2 + N com ampliação de x500.

Na Figura 4.10 estão identificadas as zonas afetadas pelas 3 passagens da ferramenta, com a esquematização das dimensões da ferramenta de soldadura a tracejado. Enquanto do lado do material base S355J2+N é impercetível a alteração na estrutura, uma vez que o pino da ferramenta apenas penetrou 0,1 mm na chapa inferior, no lado da liga AA6082-T6 são visíveis os 3 *Nuggets* da soldadura. Com as sucessivas passagens da ferramenta, houve a redefinição das zonas microestruturais, uma vez que a ZAC e parte da ZTMA criadas pela primeira e segunda passagens foram afetadas térmica e mecanicamente nas segunda e terceira passagens da ferramenta, respetivamente.

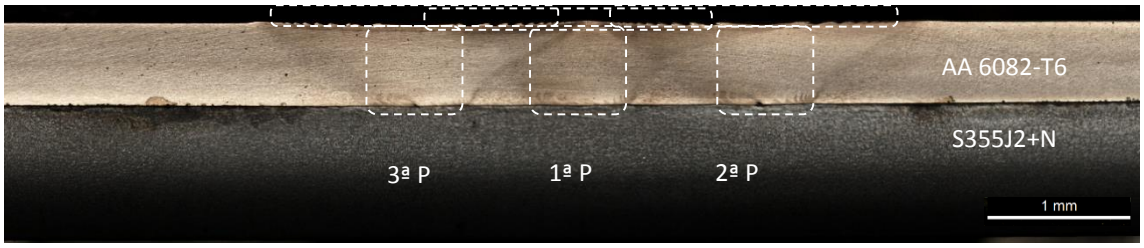


Figura 4.10. Imagem global da secção transversal da soldadura após ataque químico aos materiais base.

Na Figura 4.11 são evidenciadas as diferentes zonas produzidas pelas sucessivas passagens da ferramenta na liga AA6082-T6. Nesta figura é visível a alteração do tamanho de grão da liga de alumínio, sendo possível delimitar claramente as diferentes zonas da soldadura. De notar ainda na mesma figura as zonas assinaladas com os números 1 e 2, em que não existiu sobreposição entre os *Nuggets* originados pelas passagens sucessivas da ferramenta de soldadura, sendo o tamanho de grão nestas zonas igual ao do material base da liga AA6082-T6.

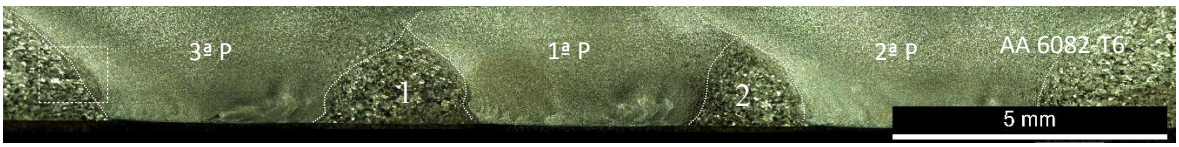


Figura 4.11. Imagem global da secção transversal da soldadura da liga AA6082-T6 após ataque.

Na Figura 4.12 mostra-se a zona de transição entre a ZTMA e o material base (MB) da liga de alumínio na terceira passagem da ferramenta, indicada a tracejado na Figura 4.11. É possível verificar que no *Nugget*, incluído na ZTMA da soldadura, o grão é fino e equiaxial, ou seja, apresenta as características próprias de uma estrutura recristalizada e na zona de transição entre o *Nugget* e o material base, o grão é alongado, indicando que não ocorreu recristalização do grão.

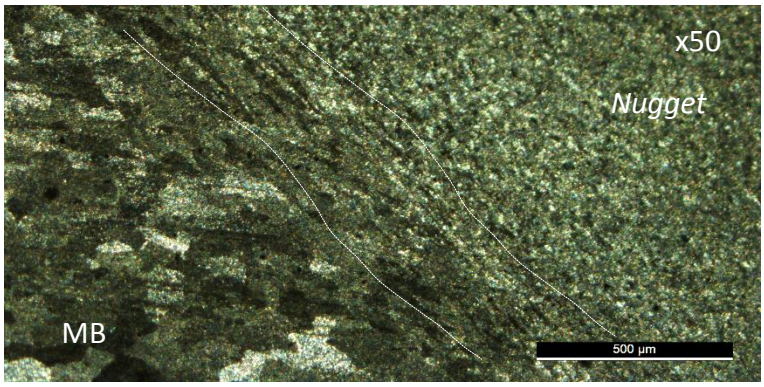


Figura 4.12. Zona de transição entre a ZTMA e o material base da liga AA6082-T6.

Na Figura 4.13 mostram-se pequenas descontinuidades detetadas junto à interface entre os materiais base, no lado da liga de alumínio AA6082-T6. As referidas descontinuidades assemelham-se a cavidades contínuas, semelhantes às encontradas por outros autores, as quais foram denominadas por Túneis (Xiong, et al. 2012), (Dehghani, Amadeh e Mousavi 2013).

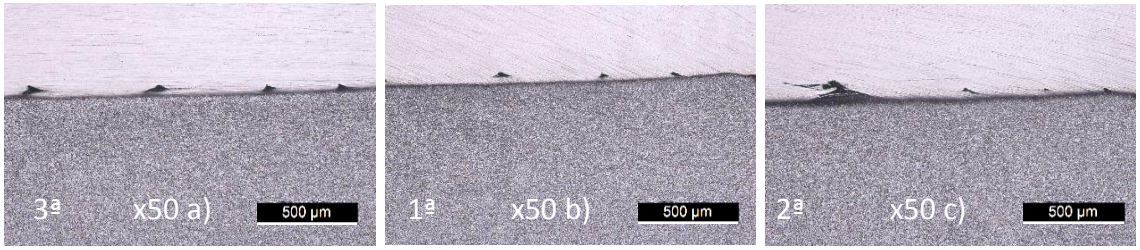


Figura 4.13. Defeitos detetados junto à interface do lado da liga AA6082-T6.

Na Figura 4.14 mostram-se as micrografias a evidenciar as zonas afetadas pelas sucessivas passagens da ferramenta no lado do aço. Pode concluir-se, através da análise da Figura 4.14, que a quantidade de material transformado pelo pino da ferramenta foi superior na primeira passagem (Figura 4.14 b)), comparativamente à segunda e terceira passagens da ferramenta (Figura 4.14 a) e c), respetivamente).

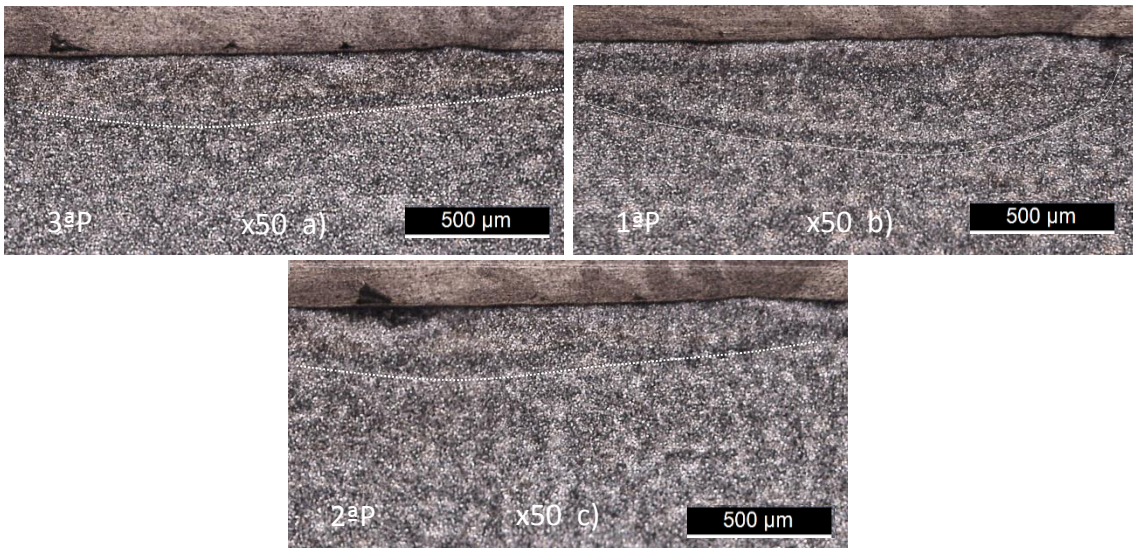


Figura 4.14. Micrografia do aço S355J2+N nos *Nuggets* de soldadura com ampliação de x50: a)3ªpassagem da ferramenta; b) 1ª passagem da ferramenta; c) 2ª passagem da ferramenta.

Na determinação das zonas microestruturais do aço S355J2+N, apenas foi possível definir a ZTMA, mais concretamente, o *Nugget* da soldadura. Na Figura 4.15 mostram-se as micrografias da ZTMA do aço. Comparando com a Figura 4.9 b),é possível verificar que houve uma redução no tamanho de grão, apresentando características de uma estrutura recristalizada (Nandan, DebRoy e Bhadeshia 2008).

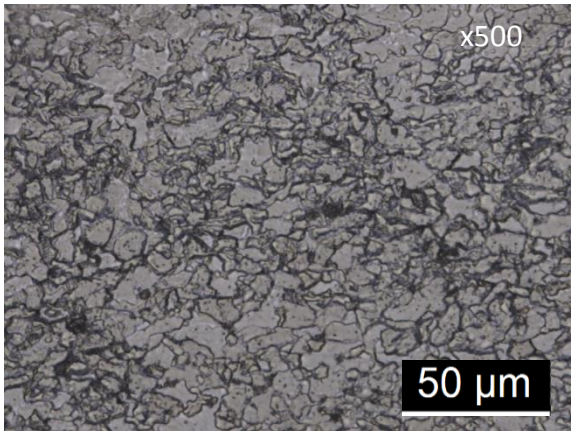


Figura 4.15. Micrografia do *Nugget* do material base S355J2+N com ampliação de x500.

4.2.2. Microscopia Eletrónica de Varrimento

As amostras de material base resultantes do ensaio de tração foram submetidas a microscopia eletrónica de varrimento, *SEM*, com o intuito de detetar a existência, e correspondente constituição química, de fragmentos e partículas presentes na superfície da interface de ambos os materiais base.

Na superfície da amostra do aço, ilustrada na Figura 4.16, foram analisadas as zonas das três passagens da ferramenta, recorrendo a *SEM*, indicadas a tracejado, correspondendo a zona da terceira passagem à Figura 4.17 a), a zona da primeira passagem à Figura 4.17 b) e a zona da segunda passagem da ferramenta à Figura 4.17 c). Em todas as passagens foram visíveis inclusões de alumínio, correspondente ao material mais escuro nas figuras, visto o material mais claro ser o aço S355J2+N, claramente evidenciado no topo da Figura 4.17 c) e confirmado pelo respetivo espetro EDS. As inclusões de alumínio existem em maior abundância na terceira passagem, apresentando forma proeminente (com relevo em forma de cunha) ou superficial (de baixo relevo). Na Figura 4.18 mostra-se o detalhe de uma inclusão, na zona a tracejado na Figura 4.17 c), onde foi realizada a análise EDS e obtido o respetivo espetro, indicado na Figura 4.25, na zona assinalada com uma cruz.

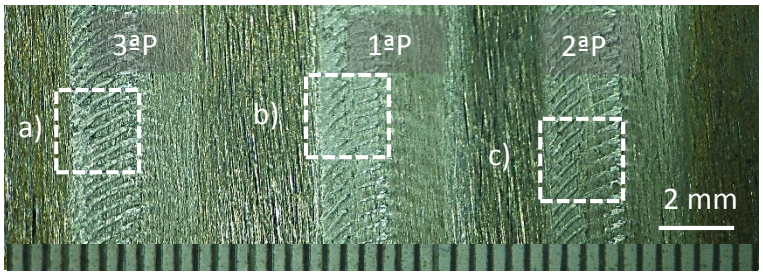


Figura 4.16. Superfície da interface de soldadura referente ao aço S355J2+N, obtida após ensaio de tração.

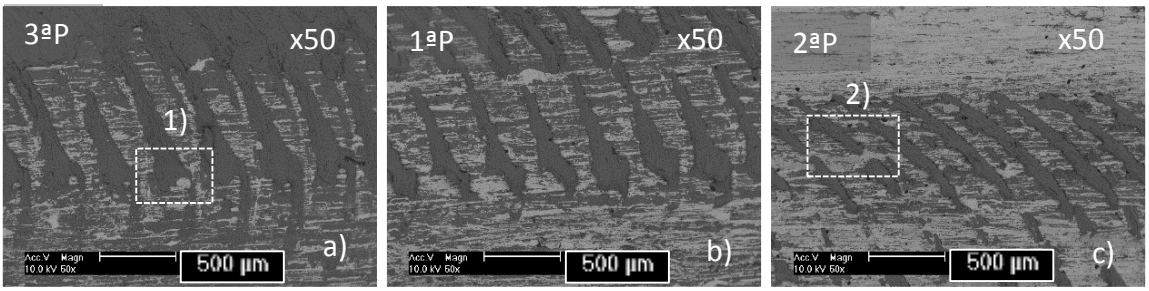


Figura 4.17. Marcas correspondentes às seguintes passagens da ferramenta no aço S355J2+N, com ampliação de x50: a) 3ª passagem; b) 1ªpassagem; c) 2ª passagem.

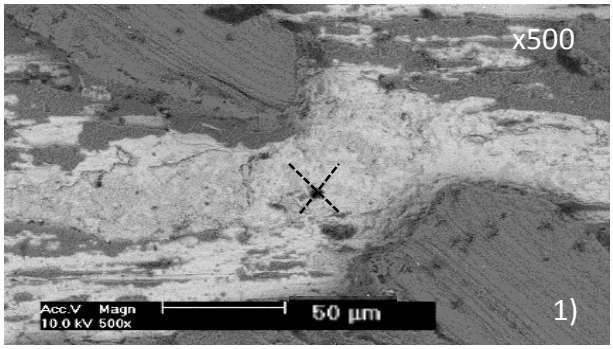


Figura 4.18. Detalhes da passagem da ferramenta, indicado a tracejado na Figura 4.17 c) no aço S355J2+N, com ampliação de x500.

Na Figura 4.19 estão representadas as três passagens de ferramenta na liga de alumínio AA6082-T6, sendo identificadas a tracejado as zonas onde foi realizada a análise por *SEM* , correspondendo a zona da terceira passagem à Figura 4.20 a), a zona da primeira passagem à Figura 4.20 b) e a zona da segunda passagem da ferramenta à Figura 4.20 c). Comparando com as passagens da ferramenta no aço S355J2+N, mostradas na Figura 4.16 pode constatar-se uma menor presença de aço (material mais claro na Figura 4.20) na superfície da liga de alumínio do que a de liga de alumínio presente na superfície do aço, (ilustrado na Figura 4.17). Na Figura 4.21 mostra-se o detalhe de uma inclusão, na zona a tracejado na Figura 4.20 c). Nesta zona foi efetuada uma análise EDS, com o respetivo espetro indicado na Figura 4.26 no ponto assinalado com uma cruz.

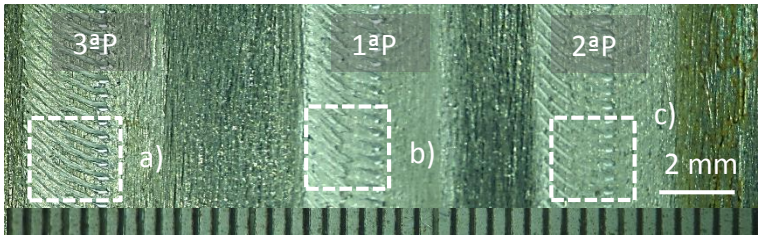


Figura 4.19. Superfície da interface de soldadura referente à liga AA3082-T6, obtida após ensaio de tração.

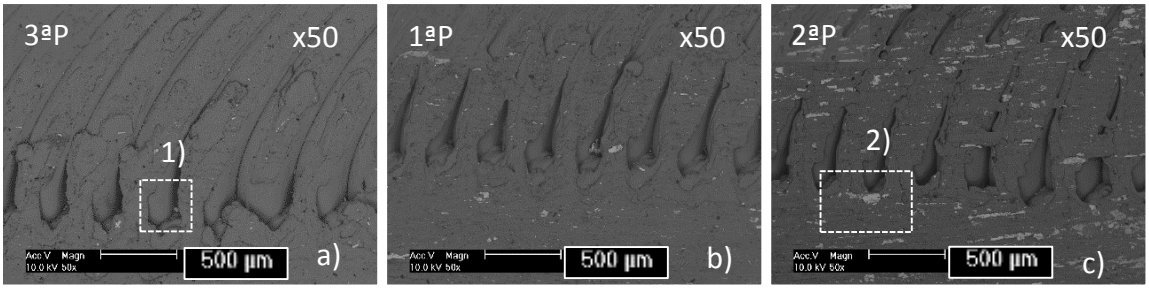


Figura 4.20. Marcas correspondentes às seguintes passagens da ferramenta na liga AA6082-T6, com ampliação de x50: a) 3ª passagem; b) 1ª passagem; c) 2ª passagem.

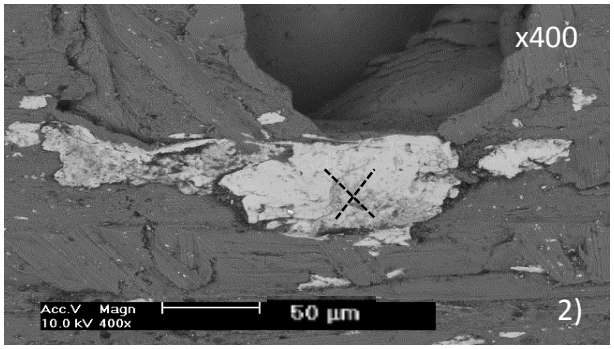


Figura 4.21. Detalhe da passagem da ferramenta, indicado a tracejado na Figura 4.20 c) no aço S355J2+N, com ampliação de x400.

De notar as zonas mais profundas causadas pela ferramenta na liga de alumínio, mostrada na Figura 4.22 a), que resulta da ampliação da zona a tracejado na Figura 4.20 a). Nesta zona a superfície é plana e facejada, enquanto que do lado do aço existem inclusões de alumínio estriadas, a cor mais escura, na Figura 4.22 b) que resulta da ampliação da zona a tracejado na Figura 4.17 a). Este fato permite concluir que existiu uma falta de penetração do pino na chapa inferior, relativa ao aço, provocando uma mistura ineficaz dos materiais base.

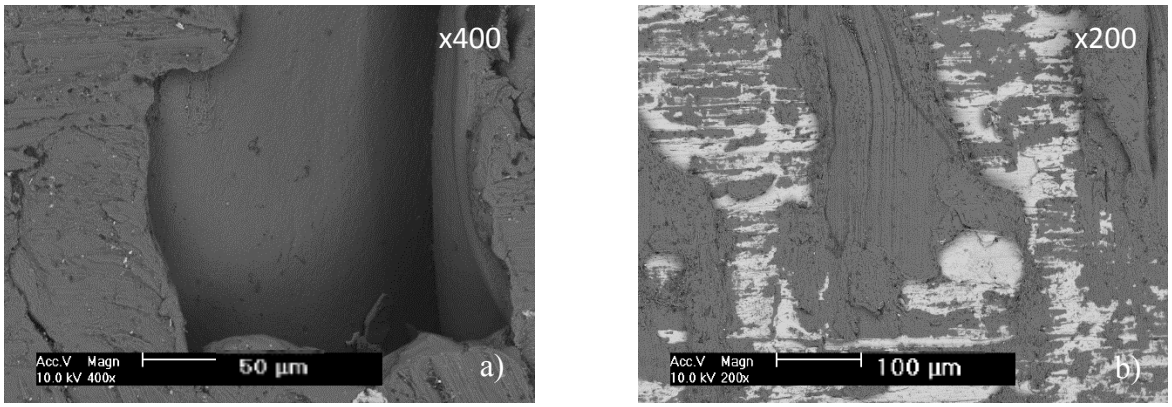


Figura 4.22. Detalhes da passagem da ferramenta: a) na liga AA6082-T6, com ampliação de x400, b) no aço S355J2+N, com ampliação de x200.

Na Figura 4.23 mostra-se o espetro EDS do aço S355J2+N e na Figura 4.24 o espetro EDS da liga de alumínio AA6082-T6, adquiridas na superfície de material base não afetada pela soldadura. Em ambos os espetros são apresentados os principais elementos químicos constituintes de cada material base, os quais serviram de referência para a análise das zonas específicas das interfaces, mostradas na Figura 4.18 e na Figura 4.21. De referir que no espectro da liga de alumínio é confirmada a presença dos elementos magnésio e silício, característicos das ligas de alumínio 6xxx.

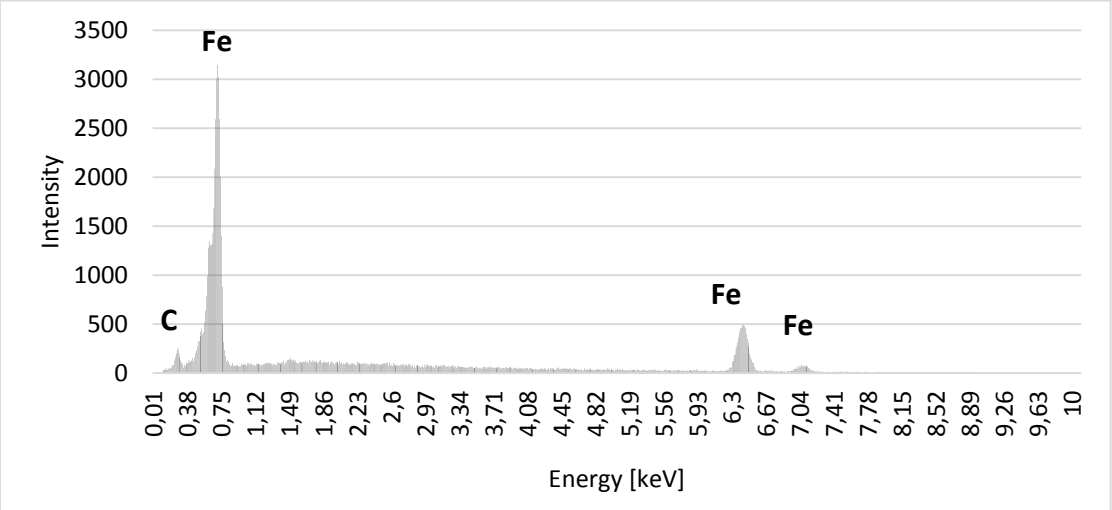


Figura 4.23. Espectro EDS do material base aço S355J2+N.

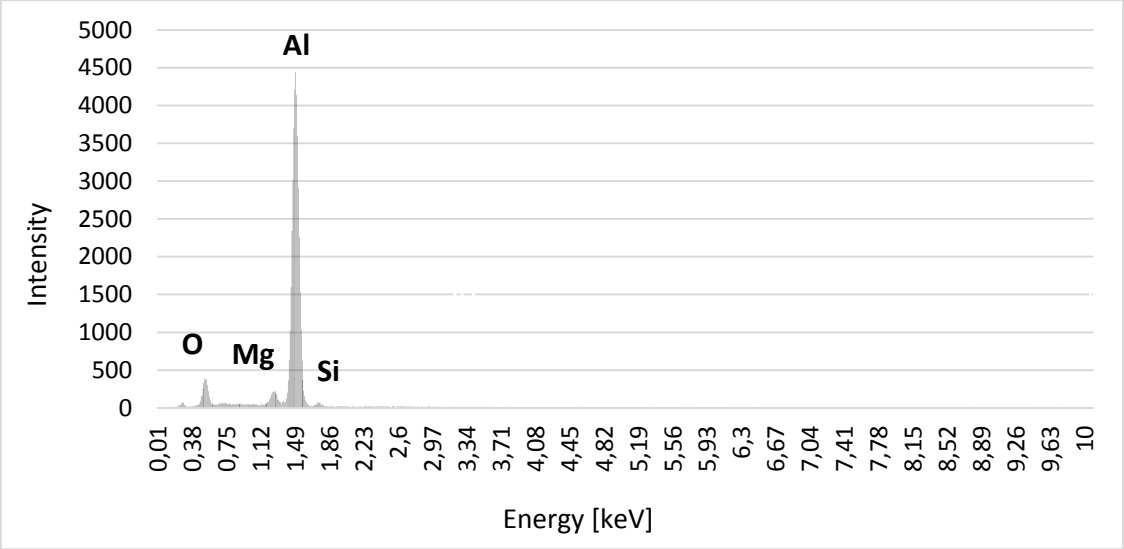


Figura 4.24. Espetro EDS do material base liga de alumínio AA6082-T6.

Na Figura 4.25 encontra-se o espetro EDS da zona assinalada com uma cruz na Figura 4.18. Analisando o referido espetro, verifica-se a existência de ferro na sua maioria, havendo também a presença de oxigénio e alguma percentagem de alumínio.

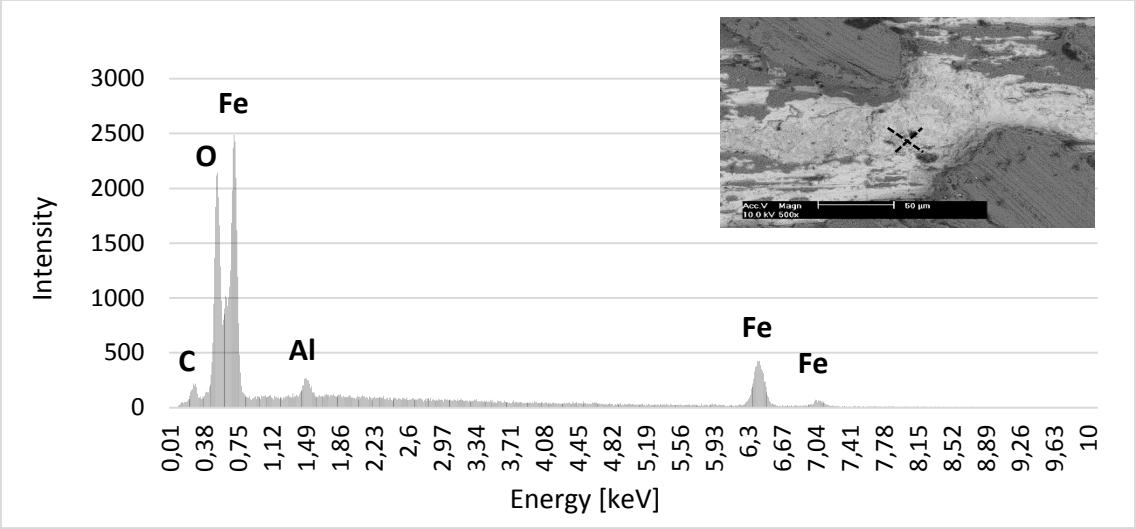


Figura 4.25. Espectro EDS do detalhe no aço S355J2+N, indicado na Figura 4.18.

Na Figura 4.26 encontra-se o espetro EDS da zona identificada na Figura 4.21. A sua constituição maioritária é do elemento ferro, existindo uma baixa percentagem de alumínio.

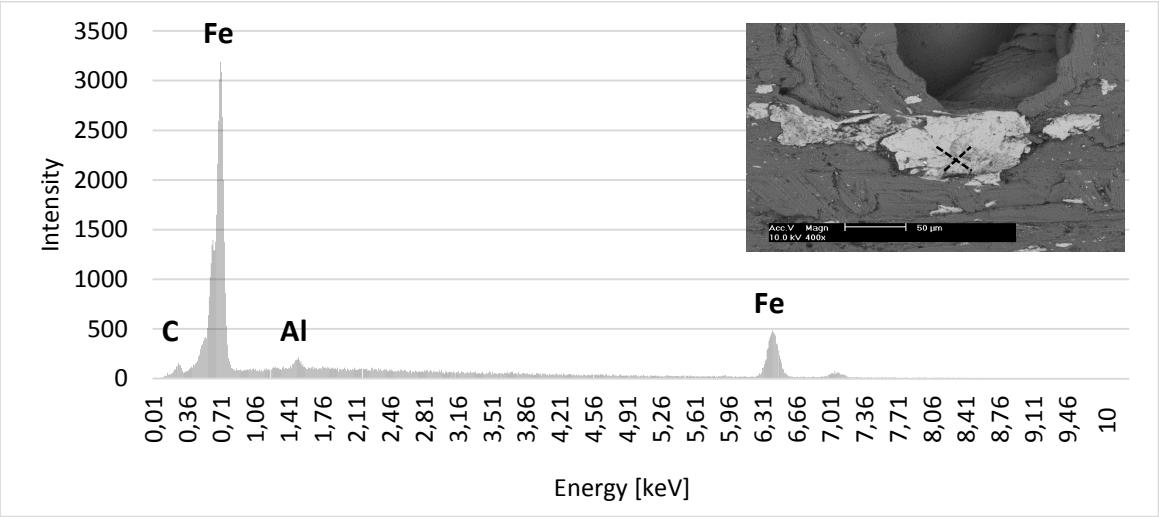


Figura 4.26. Espetro EDS do detalhe na liga de alumínio AA6082-T6, indicado na Figura 4.21.

Apesar da elevada percentagem de ferro no espectro EDS da Figura 4.26, apenas se poderá confirmar a existência de compostos intermetálicos na difração por Raios-X, compostos estes detetados pela maioria da literatura em *FSW* em junta sobreposta entre ligas de alumínio e aço.

4.3. Difração de Raio-X

Na Figura 4.27 mostra-se o espectro XRD relativo aos materiais base da soldadura, isto é, liga de alumínio AA6082-T6 (curva a cinzento) e aço S355J2+N (curva a preto). A partir dos espectros XRD, é possível determinar em que posições se situam os elementos químicos de Ferro e Alumínio, característicos do aço e da liga de alumínio, respetivamente. Comparando os espectros dos materiais base com o espectro obtido para a superfície das interfaces relativas ao aço e à liga de alumínio, indicadas na Figura 4.16 e Figura 4.25, respetivamente, é possível determinar a constituição química das inclusões detetadas no capítulo anterior.

Na Figura 4.28 mostra-se o espectro XRD da interface relativa ao aço e na Figura 4.29 o espectro XRD da superfície da interface relativa à liga de alumínio. Analisando os picos existentes verifica-se que correspondem a ferro e alumínio no seu estado elementar (indicados com um círculo e uma quadrado, respetivamente). Sendo assim, na soldadura analisada neste trabalho não foram identificados compostos intermetálicos outros autores (Dehghani, Amadeh e Mousavi 2013) (Elrefaey , et al. 2004).

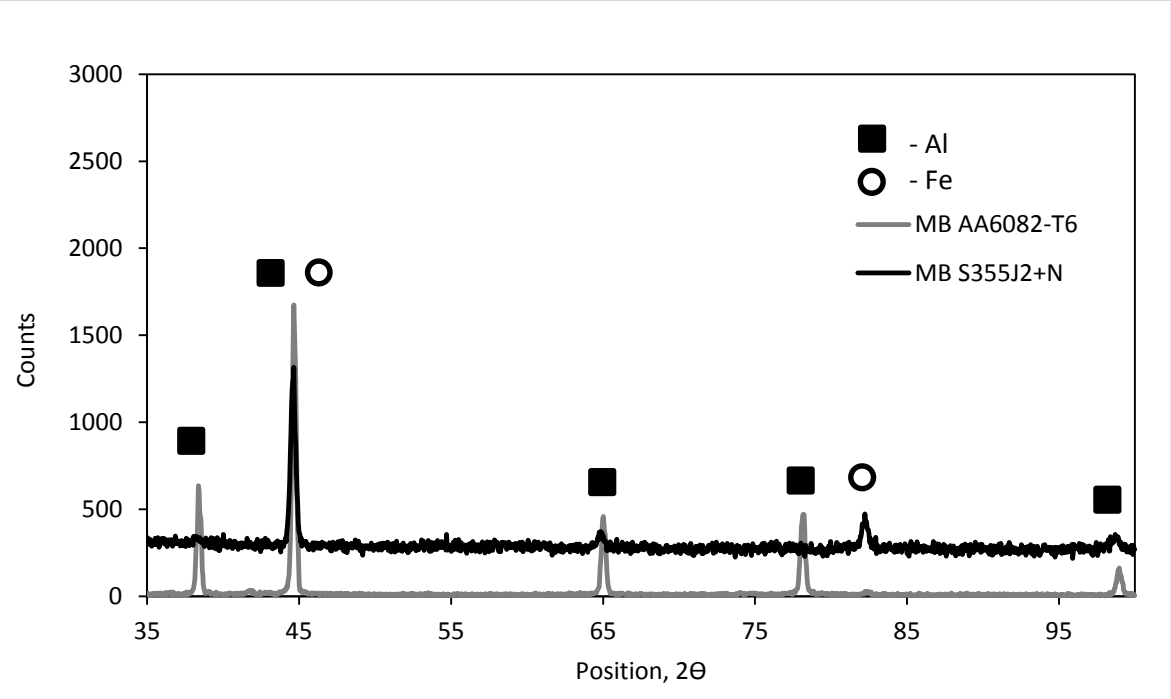


Figura 4.27. Espectro XRD dos materiais base da soldadura: liga AA6082-T6 e aço S35J2+N.

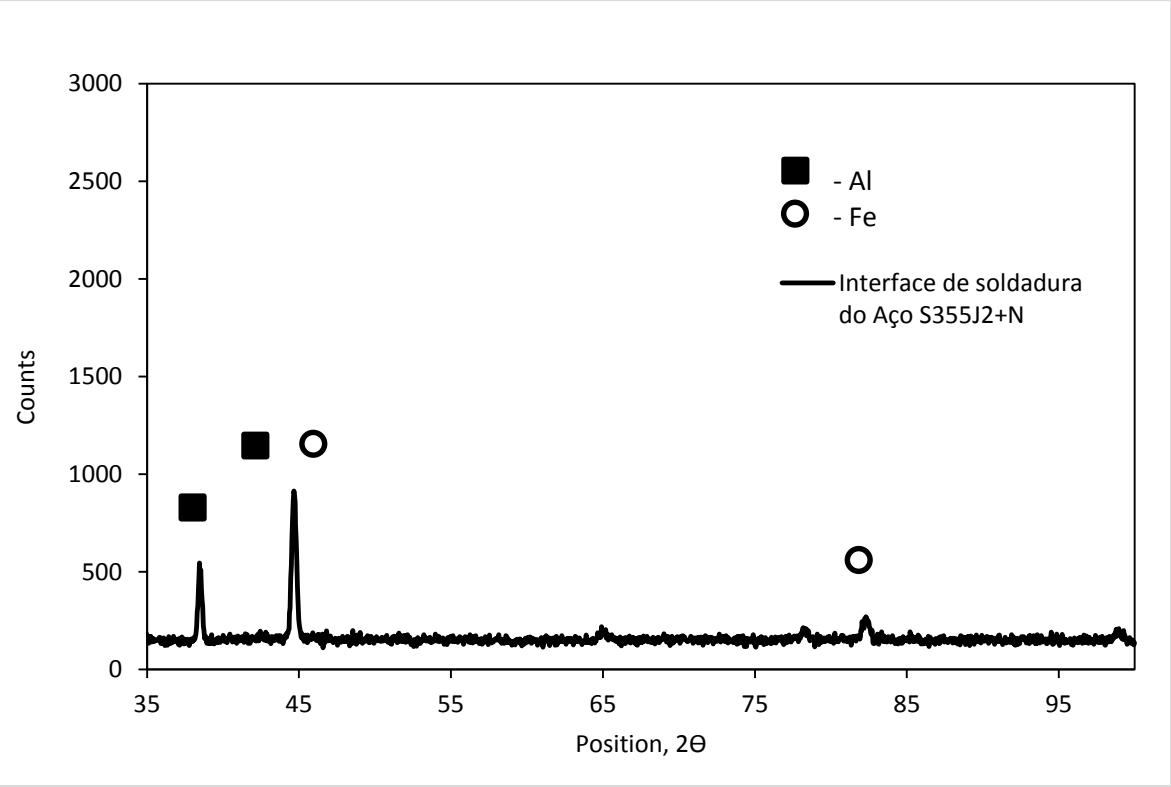


Figura 4.28. Espectro XRD da interface da soldadura do aço S355J2+N.

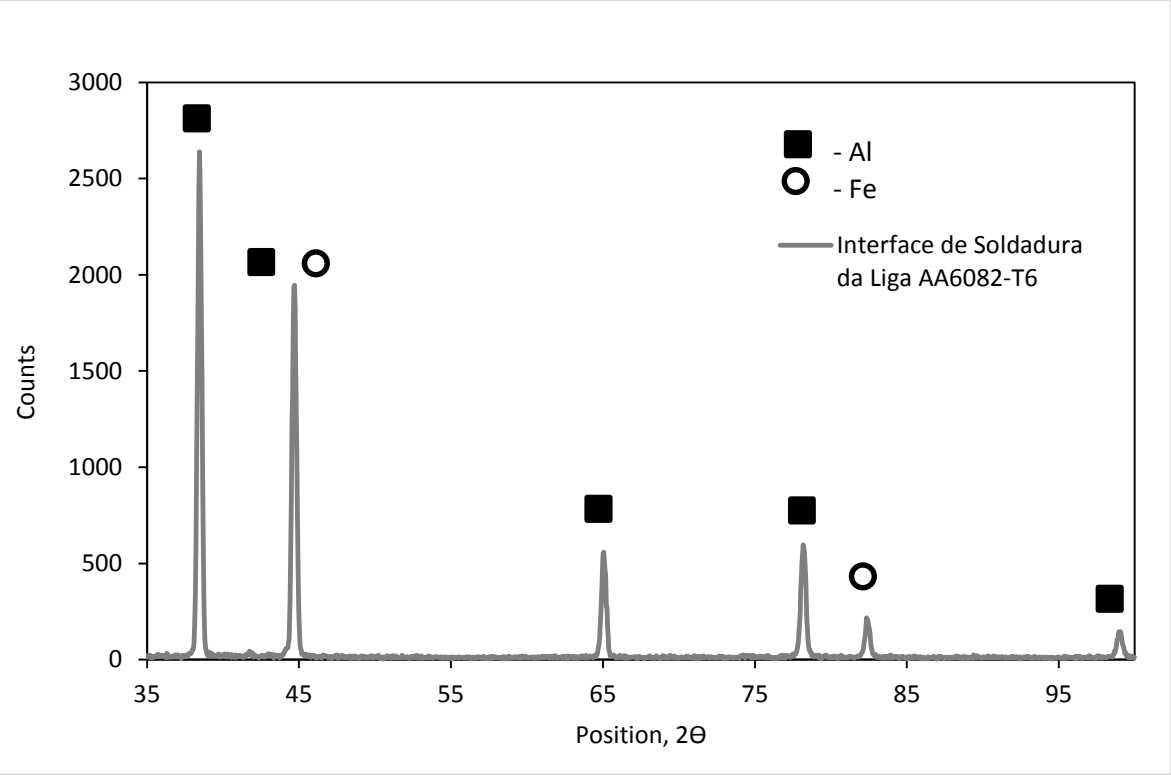


Figura 4.29. Espectro XRD da interface da soldadura da liga AA6082-T6.

4.4. Fratografia

Na Figura 4.30 e na Figura 4.31 estão exemplificadas as superfícies de fratura dos provetes de soldadura submetidos a ensaio de fadiga em corte, à tensão máxima de 50 MPa, na Figura 4.30, e 90 MPa, na Figura 4.31. Em todos os provetes a rutura ocorreu do lado da liga de alumínio AA6082-T6, do lado da terceira passagem da ferramenta, sendo este o material base das amostras estudadas no presente capítulo. Como se indica na Figura 4.30 e na Figura 4.31, as superfícies de fratura das duas amostras são caracterizadas por três zonas com características distintas, originadas consecutivamente, começando pela nucleação de fendas ao longo da interface da soldadura (zona 1), seguida da propagação das referidas fendas, (zona 2), culminando com a fratura final do provete, (zona 3).

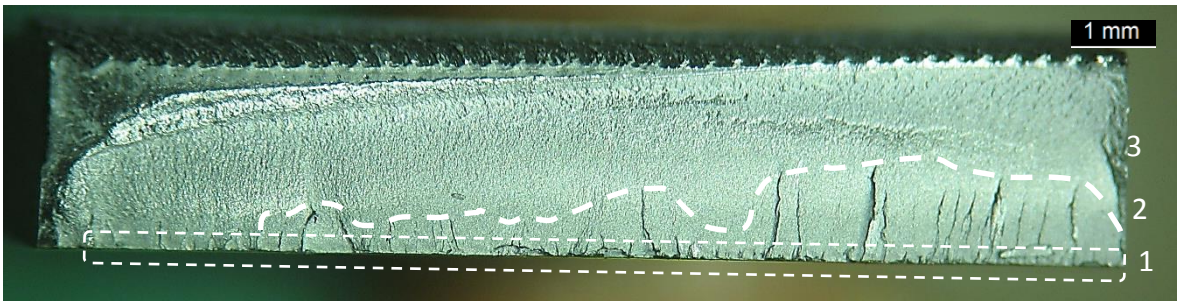


Figura 4.30. Superfície de fratura da liga AA6082-T6 da amostra F.50.

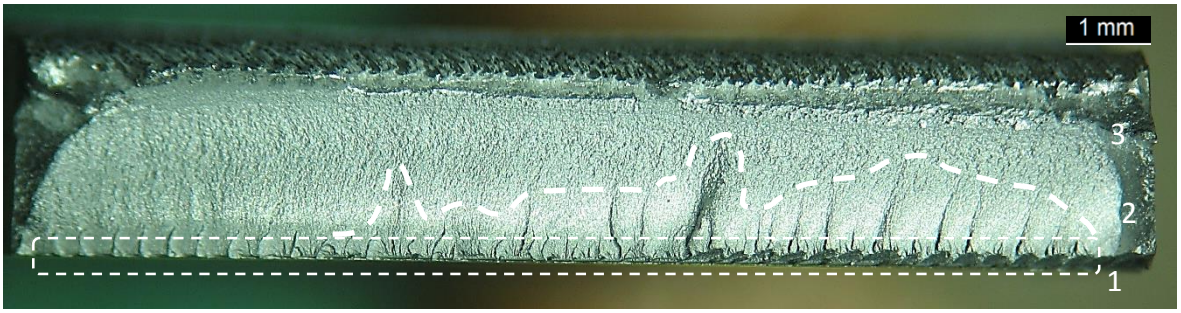


Figura 4.31. Superfície de fratura da liga AA6082-T6 do provete F.90.

Analisando as superfícies laterais, perpendicular à superfície de fratura, indicadas na Figura 4.32, é possível constatar uma maior deformação plástica no provete sujeito à tensão máxima mais elevada (Figura 4.32 b)), sendo visível que a superfície de fratura, no provete F.90, se iniciou na interface da terceira passagem da ferramenta. Por outro lado, no provete F.50, a superfície de fratura é, na totalidade, perpendicular às chapas de material base, como se mostra na Figura 4.32 a).

Na Figura 4.32 b) 1) relativa ao provete F.90 é notado que a superfície de fratura não é plana. Nesta superfície de fratura é visível uma camada estriada da liga de alumínio soldada ao aço, evidenciando a passagem da ferramenta, e uma outra superfície perpendicular a esta, homóloga à indicada na Figura 4.31.

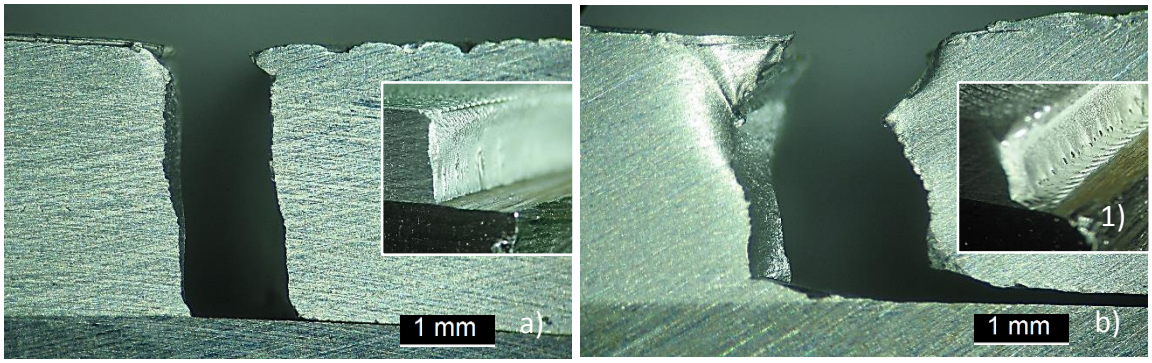


Figura 4.32. Fotografia lateral da zona de fratura: a) provete F.50; b) provete F.90.

Através da microscopia eletrónica de varrimento, *SEM*, foram também analisadas as superfícies de fratura dos provetes de fadiga, que se mostram na Figura 4.33. Analisando a zona de nucleação da fenda, constata-se que esta teve lugar entre os sulcos originados pela passagem da ferramenta na interface dos materiais soldados, denominados por *Shear Lips*, (Costa, et al. 2012), mostrado na Figura 4.33 b) com ampliação de x1000, que corresponde à zona a tracejado indicada na Figura 4.33 a).

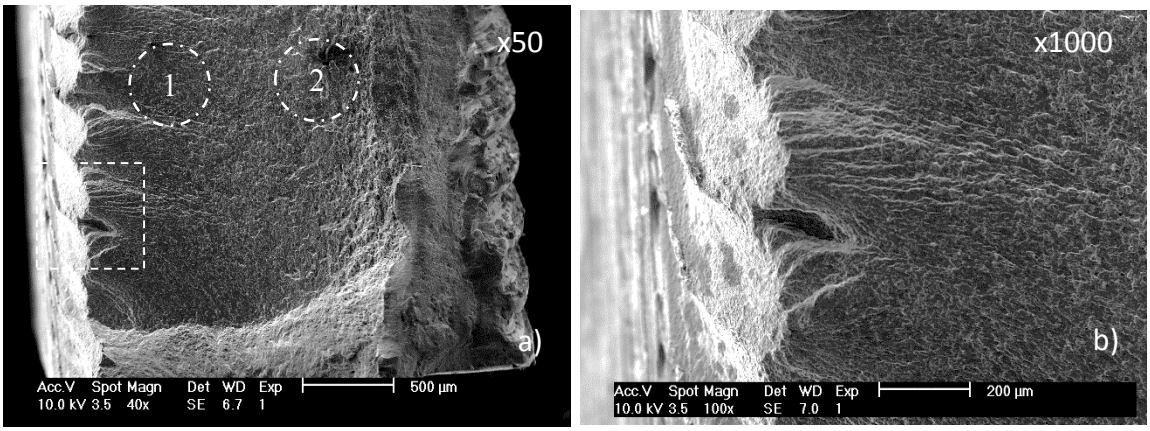


Figura 4.33. Superfície de fratura obtida em SEM da liga AA6082-T6 do provete F.90: a) ampliação de x50; b)ampliação de x1000.

Na Figura 4.34 estão indicadas duas estruturas detetadas na zona de fratura. Na zona 1 da Figura 4.33 a), que é ampliada x1000 e mostrada na Figura 4.34 a), estrutura da superfície é constituída por elementos de geometria irregular, distribuídos por camadas de clivagem, sugerindo a fratura frágil do provete de soldadura. Na zona 2 da Figura 4.33 a), que é ampliada x1000 e mostrada na Figura 4.34 b), a superfície apresenta *Dimples*, elementos de superfície esférica característicos de fratura dúctil (Sharma, Dwivedi e Kumar 2014), indicados com maior ampliação na Figura 4.34 b), sugerindo a ocorrência de dois tipos de fratura nos provetes de soldadura ensaiados.

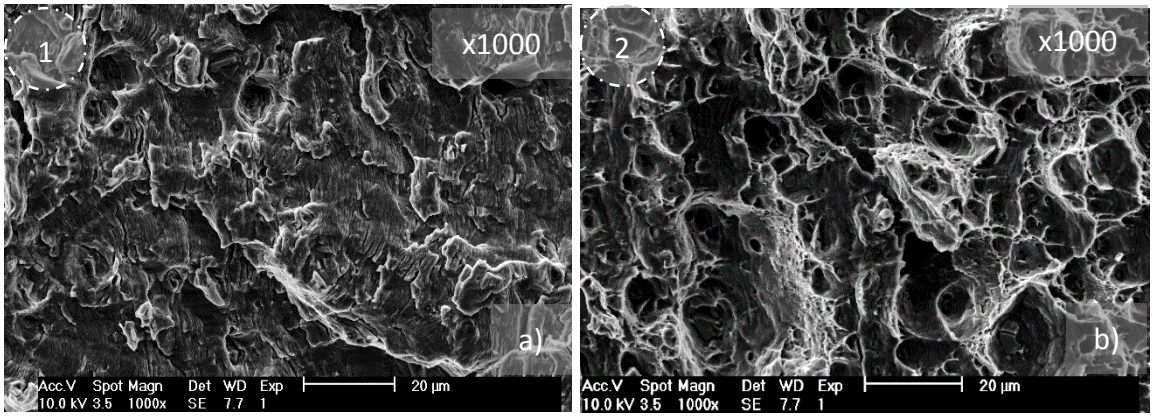


Figura 4.34. Microestrutura dos detalhes da superfície de fratura da amostra F.90 na Figura 4.33: a) ampliação de x1000 do detalhe 1; b) ampliação de x1000 do detalhe 2.

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTURO

5.1. Conclusões

Na presente dissertação de mestrado analisa-se uma soldadura dissimilar entre a liga de alumínio AA6082-T6 e o aço S355J2+N, em junta sobreposta, realizada pelo processo *Friction Stir Welding*, com três passagens sucessivas da ferramenta de soldadura.

Os testes de resistência mecânica demonstraram que, quando solicitada ao corte, em tração, a rutura da soldadura ocorre através da separação dos dois materiais base, paralelamente à interface entre estes, após deformação plástica na ZAC originada da liga de alumínio relativa à terceira passagem da ferramenta. Com efeito, tanto os ensaios de dureza, como os ensaios de tração uniaxial de provetes da parte da junta correspondente à liga de alumínio, revelaram uma importante perda de resistência na zona da soldadura para a liga AA 6082-T6. O mesmo tipo de ensaios permitiu ainda registar um aumento de resistência localizado, na ZTMA, da parte da ligação correspondente ao aço. Sendo assim, a ausência de deformação plástica na ZTMA da liga de alumínio, zona para a qual foram registados os valores mais reduzidos de dureza, permite concluir que a resistência mecânica da ligação alumínio-aço é muito superior ao limite de elasticidade da ZAC originada na liga de alumínio. O valor exato da resistência da ligação é difícil de quantificar devido ao facto de a rutura ocorrer em vários estágios. Nos ensaios de fadiga a rutura dos provetes ocorreu na liga AA6082-T6, na ZTMA correspondente à terceira passagem da ferramenta. A análise fratográfica dos provetes de fadiga permitiu concluir que a rutura das soldaduras, de natureza essencialmente dúctil, teve início em micro-defeitos presentes na ZTMA.

A análise metalográfica e microestrutural permitiu compreender o comportamento mecânico da ligação. Com efeito, foi registada a presença de três *Nuggets*, equidistantes e com sobreposição limitada à zona de atuação da base da ferramenta. Na zona de interface entre os materiais base a união entre estes restringiu-se à zona de atuação do pino, tendo sido identificadas três zonas de ligação individuais e paralelas entre si. Observou-

se também que a penetração do pino na chapa inferior, ou seja, no aço, foi praticamente nula, não tendo lugar uma mistura uniforme dos materiais base na zona da ligação. A análise de difração por Raios-X também não permitiu identificar a presença de intermetálicos o que confirmou a hipótese de ausência de mistura na ZTMA. A análise por SEM das superfícies de fratura permitiu constatar que a ligação entre os materiais base ocorreu apenas em zonas discretas da ZTMA. Sendo assim, pode concluir-se que a ausência de penetração do pino na chapa inferior, apesar de ter permitido suprimir os efeitos nefastos da formação de defeitos macroscópicos, do tipo *hooking*, e a formação de quantidade importantes de estruturas frágeis, não permitiu realizar uma ligação contínua entre os materiais base, ao longo de toda a secção resistente. Com efeito, a descontinuidade da ligação afetou de forma negativa a resistência mecânica da ligação, quer em corte, quer em fadiga.

5.2. Sugestões para Trabalho Futuro

Como sugestão para trabalho futuro, seria interessante investigar os resultados obtidos para a soldadura, realizada com três passagens da ferramenta, mas com uma maior penetração do pino na chapa inferior da junta sobreposta, assim como um menor distanciamento entre passagens do pino da ferramenta, de modo a eliminar zonas entre passagens da ferramenta, existentes na soldadura em estudo no presente trabalho, que debilitam a resistência da soldadura.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Bernard Hollander Milton, Von Rosenberg Edgar Lynn. Friction Welding . Patente US3234647 A. 15 de Fevereiro de 1966.

Chen, Y. C., K. Nakata. "Effect of Surface State of Steel on the Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Metal Lap Joints of Aluminum and Steel by Friction Stir Welding." *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008: 1982-1992.

Coelho, A. Kostka, S. Sheikhi, J. dos Santos, A. R. Pyzalla. "Microstructure and Mechanical Properties of an AA6181-T4 Aluminium Alloy to HC340LA High Strength Steel Friction Stir Overlap Weld." *Advanced Engineering Materials Volume 10*, 2008: 961-972.

Costa, J. D., J. A. M. Ferreria, L. P. Borrego, L. P Abreu. "Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings." *Internacional Journal of Fatigue 37*, 2012: 8-16.

Costa, M. I., D. M. Rodrigues, C. Leitão. "Analysis of AA 6082-T6 welds strength mismatch: stress versus hardness relationships." *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Volume 79*, 2015: 719-727.

Das, H., R. N. Ghosh, T. K. Pal. "Study on the Formation and Characterization of the Intermetallics in Friction Stir Welding of Aluminum Alloy to Coated Steel Sheet Lap Joint." *Metallurgical and Materials Transactions: a Pshysical Metallurgy and Materials Science*, 2014: 5098-5016.

Dehghani, M., A. Amadeh, S. A. A. Mousavi. "Investigations on the effects of friction stir welding parameters on intermetallic and defect formation in joining aluminium alloy to mild steel." *Materials ans Design*, 2013: 433-441.

Elrefaey , A., M. Gouda, M. Takahashi, K. Ikeuchi. "Characterization of Aluminum/Steel Lap Joint by Friction Stir Welding." *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2004.

Ghosh, M., K. Kumar, S. V. Kailas, e A. K. Ray. "Optimization of friction stir welding parameters for dissimilar aluminum alloys." *Materials and Design 31*, 2010: 3033-3037.

Institute, The Belgian Welding. s.d. http://www.bil-ibs.be/en/friction-stir-welding (acedido em 03 de Março de 2015).

Kimapong, K., e T. Watanabe. "Lap Joint of A5083 Aluminum Alloy and SS400 Steel by Friction Stir Welding." *Materials Transactions, Vol. 46, No 4*, 2005 a),b): 835-841.

Le Tourneau University. s.d. http://www.letu.edu/_Academics/Engineering/degrees/Graduate_Programs/MJE_Projects/hybridandextendingtoollife.html (acedido em 25 de Março de 2015).

Leitão, C. "Influence of Base Material Plastic Properties and Process." Tese de Douturamento, 2013.

Leitão, C., I. Galvão, R. M. Leal, D. M. Rodrigues. "Determination of local constitutive properties of aluminium friction stir welds using digital image correlation." *Materials and Design, Volume 33*, 2012: 69-74.

Leitao, C., R. M. Leal, D. M. Rodrigues, A. Loureiro, P. Vilaça. "Mechanical behaviour of similar and dissimilar AA5182-H111 and AA6016-T4 thin friction stir welds." *Materials and Design 30*, 2009: 101-108.

Mishra, R. S., e Z. Y. Ma. "Friction stir welding and processing." *Materials Science and Engineering R 50*, 2005: 1-78.

Nandan, R., T. DebRoy, H. K. D. H. Bhadeshia. "Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties." *Progress in Materials Science 53*, 2008: 980-1023.

Ogura, T, et al. "Partitioning evaluation of mechanical properties and the interfacial microstruture in a friction stir welded aluminum alloy/stainless steel lap joint." *Scripta Materialia 66*, 2012: 531-534.

Ogura, T., et al. "Microscale evaluation of mechanical properties of friction stir welded A6061 aluminium alloy/304 stainless steel dissimilar lap joint." *Science and Technology of Welding and Joining, Vol.18, No 2*, 2013: 108-113.

Rai, R., A. De, H. K. D. H. Bhadeshia, T. DebRoy. "Review: friction stir welding tools." *Science & Technology of Welding & Joining*, 2011: 336-342.

Sharma, C., D. K. Dwivedi, P. Kumar. "Fatigue behavior of friction stir weld joints of Al-Zn-Mg alloy AA7039 developed using base metal in different temper condition." *Materials and Design 64*, 2014: 334-344.

Shen, Z., Y. Chen, M. Haghshenas, A. P. Gerlich. "Role of welding parameters on interfacial bonding in dissimilar steel/aluminum friction stir welds." *Engineering Science and Technology, an International Journal 18*, 2015: 270-277.

"Standard PN-EN 573-3:2010 Aluminium and aluminium alloys. Chemical composition and form of wrought products. Part 3: Chemical composition and form of products." s.d.

Wayne M. Thomas, Edward D. Nicholas, James C. Needham, Michael G. Murch, Peter Temple-Smith, Christopher J. Dawes,. Friction welding . Patente US5460317 A. 1992.

Xiong, J. T., J. L. Li, J. W. Qian, F. S. Zhang, W. D. Huang. "High strength lap joint of aluminium and stainless steels fabricated by friction stir welding with cutting pin." *Science and Technology of Welding & Joining, 17 (3)*, 2012: 196-201.

Xu, Y., C. Qian, B. Wang, C. Lou. "Comparing Monofractal and Multifractal Analysis of Corrosion Damage Evolution in Reinforcing Bars." 2012.