



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Ligação similar e dissimilar de componentes metálicos em estado sólido: uma análise de soldabilidade

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

Solid State similar and dissimilar joining of metallic components: a weldability analysis

Autor

David Gomes Andrade

Orientadores

Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues

Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão

Júri

| | |
|-------------------|---|
| Presidente | Professora Doutora Cristina Maria Gonçalves dos Santos Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra |
| Vogais | Professor Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão Professor Adjunto Convidado do Instituto Superior de Engenharia de Lisboa |
| Orientador | Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra |

Colaboração Institucional



Coimbra, Julho, 2016

Agradecimentos

Não poderia terminar a presente dissertação de mestrado sem prestar reconhecimento a todos aqueles que me ensinaram, ajudaram e acompanharam ao longo da realização deste trabalho. Assim sendo, expresso os meus sinceros agradecimentos:

À Professora Doutora Dulce Rodrigues e ao Doutor Carlos Leitão, orientadores da presente dissertação, por todo o apoio prestado, disponibilidade, dedicação, pela leitura crítica e interpretação dos resultados. Não posso também deixar de referir a transmissão de conhecimento e incentivo, sem os quais não teria conseguido realizar este trabalho;

Ao AIMEN pela colaboração na realização das soldaduras;

Ao Professor Doutor Fernando Simões pela disponibilização da máquina de tração;

Aos meus colegas de gabinete e laboratório agradeço a permanente boa disposição, ajuda e apoio, ao longo dos largos meses de trabalho sem os quais este estudo teria sido muito mais difícil;

À minha família, à minha mãe, Olga, ao meu pai, Bernardino, à minha irmã, Ângela, ao Jonas, pela paciência, carinho apoio e acima de tudo pela confiança que sempre depositaram em mim e me fez acreditar que seria capaz;

Aos meus amigos, da Universidade de Coimbra, pelo apoio e pelo companheirismo;

A todos,
O meu muito obrigado

Resumo

Na presente dissertação é estudada a soldabilidade, em estado sólido, de várias ligas metálicas. Os resultados que se apresentam referem-se ao estudo de ligações similares e dissimilares, produzidas pelas tecnologias *Friction Stir Welding (FSW)* e *Tool Assisted Friction Welding (TAFW)*. Nomeadamente, são estudadas soldaduras dissimilares em alumínio-cobre e em cobre-latão, fabricadas pelo processo *FSW*, e soldaduras dissimilares alumínio-cobre e soldaduras similares em aço DC01 e DX51D, fabricadas pelo processo *TAFW*. Para ambas as tecnologias foram testadas diferentes condições de ligação, ou seja, para a tecnologia *FSW* foi variada a geometria da ferramenta, para uma gama constante de parâmetros do processo, e para a tecnologia *TAFW* foram variadas, quer as dimensões da ferramenta, quer os parâmetros do processo. Na ligação dissimilar alumínio-cobre, por *TAFW*, foi ainda testada a realização de texturização superficial como forma de promover a formação de ligações mecânicas na interface de ligação dos metais base.

A caracterização das soldaduras compreendeu a realização de inspeção visual, e análises metalográficas, para todas as soldaduras, assim como a determinação da composição/constituição química, em algumas regiões de um leque pré-selecionado de soldaduras. Foram ainda realizados ensaios de caracterização mecânica, do tipo tração em corte, para testar a resistência mecânica das ligações. Finalmente, os resultados da caracterização mecânica e microestrutural foram complementados com uma análise da sensibilidade do binário e da pressão axial, exercida pela ferramenta, às condições de soldadura. Esta última análise teve como objetivo estabelecer uma relação qualitativa entre as características da ligação, as propriedades dos metais base e os parâmetros dos processos.

O estudo efetuado permitiu concluir que será possível produzir soldaduras dissimilares cobre-latão (por *FSW*) e soldaduras similares DC01 e DX51D (por *TAFW*), com excelente qualidade, e taxas de produtividade elevadas, através de uma escolha ponderada dos parâmetros de processo. O mesmo não acontece para a ligação dissimilar alumínio-cobre. Para esta combinação de metais base, independentemente da tecnologia de soldadura utilizada, e dos parâmetros/condições do processo, foi registada a formação de uma fina camada de intermetálicos, na interface de ligação, com consequências danosas para a qualidade da ligação.

Palavras-chave: Friction Stir welding, Tool Assisted Friction Welding, Soldabilidade, Junta Sobreposta.

Abstract

In this dissertation the solid state weldability, of several metallic alloys, is studied. The analysis performed addressed similar and dissimilar welds, produced by the Friction Stir Welding (FSW) and Tool Assisted Friction Welding (TAFW) technologies. In particular, dissimilar aluminium-copper and copper-brass welds, made by FSW process, and dissimilar aluminium-copper and similar DC01 e DX51D steel welds, manufactured by TAFW, are studied. Different joining conditions were tested for both technologies, i.e., for the FSW technology, the tool geometry was varied for a constant range of process parameters, and for the TAFW technology, either the tool size and process parameters were varied. For the dissimilar aluminium-copper welding, by TAFW, the introduction of surface texturing, in the joining area, was also tested in order to promote the mechanical bonding of the base materials.

Visual inspection and metallographic analysis was performed for all welds. Chemical composition and phase analysis was also performed for some selected welds. Weld strength was analysed by performing tensile shear tests. The microstructural and mechanical analysis results were complemented with a torque and axial pressure sensitivity analysis to the welding conditions. This enabled to establish a qualitative relation between the characteristics of the joining plates, the proprieties of base metals and the process parameters.

The study carried out allowed to conclude that it is possible to produce dissimilar copper-brass (by FSW) and similar DC01 and DX51D (by TAFW) welds, with excellent quality and high productivity, through a right choice of process parameters. The same conclusion cannot be extended to the dissimilar aluminium-copper welding. For this base materials combination, regardless of the process parameters/conditions, it was reported the formation of a thin intermetallic layer, harmful for the welds quality, at the bonding interface.

Keywords Friction Stir Welding, Tool Assisted Friction Welding, Weldability, Lap Joint.

Índice

| | |
|--|------|
| Índice de Figuras | xi |
| Índice de Tabelas | xiii |
| Simbologia e Siglas | xv |
| Simbologia..... | xv |
| Siglas | xv |
| 1. Introdução..... | 1 |
| 2. Estado da Arte | 3 |
| 2.1. Friction Stir Welding | 3 |
| 2.2. Tool Assisted Friction Welding..... | 6 |
| 2.3. Materiais Base..... | 8 |
| 2.3.1. Soldaduras em ligas de Cobre | 8 |
| 2.3.2. Soldaduras em ligas de Alumínio..... | 9 |
| 2.3.3. Soldaduras dissimilares em Alumínio-Cobre | 11 |
| 2.3.4. Soldaduras similares em Aço | 12 |
| 3. Procedimento Experimental | 15 |
| 3.1. Materiais base | 15 |
| 3.2. Produção de soldaduras..... | 16 |
| 3.2.1. Ferramentas | 17 |
| 3.2.2. Parâmetros de soldadura..... | 18 |
| 3.3. Técnicas e procedimentos de análise | 20 |
| 4. Soldadura Dissimilar Cobre/Latão Produzida pela Tecnologia <i>FSW</i> | 23 |
| 5. Soldaduras Dissimilares Alumínio/Cobre Produzidas pela Tecnologia <i>FSW</i> | 29 |
| 6. Soldaduras Similares em Aço DX51D Produzidas pela Tecnologia <i>TAFW</i> | 35 |
| 7. Soldaduras Similares em Aço DC01 Produzidas pela Tecnologia <i>TAFW</i> | 43 |
| 8. Soldaduras Dissimilares Alumínio/Cobre Produzidas pela tecnologia <i>TAFW</i> | 49 |
| 9. Conclusões..... | 55 |
| Referências Bibliográficas..... | 57 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 2.1. Representação esquemática do processo de soldadura por <i>FSW</i> (adaptado de (Leitão 2013b)). | 4 |
| Figura 2.2. Componentes de uma ferramenta utilizada no processo <i>FSW</i> . | 4 |
| Figura 2.3. Parâmetros do processo <i>FSW</i> (adaptado de (Leitão 2013b)). Onde F_z representa a força axial, α o ângulo da ferramenta, v velocidade de avanço, ω a velocidade de rotação e dz a penetração da ferramenta. | 5 |
| Figura 2.4. Zonas microestruturais da soldadura (adaptado de (Leitão 2013b)), onde A representa o lado de avanço e R o lado do recuo. | 5 |
| Figura 3.1. Propriedades mecânicas à temperatura ambiente dos materiais base. | 16 |
| Figura 3.2. Esquema dos processos utilizados. | 17 |
| Figura 3.3. Ferramentas utilizadas no processo <i>FSW</i> . | 17 |
| Figura 3.4. Ferramentas utilizadas no processo <i>TAFW</i> . | 18 |
| Figura 3.5. Acabamento superficial do metal base após texturização. | 19 |
| Figura 3.6. Esquema do procedimento laboratorial. | 21 |
| Figura 3.7. Provetes utilizados nos ensaios de tração em corte. | 22 |
| Figura 4.1. Macrografia da soldadura Cu/CuZn (a), e evolução do binário da ferramenta ao longo do cordão da soldadura (b). | 23 |
| Figura 4.2. Secções transversais da soldadura Cu/CuZn. | 25 |
| Figura 4.3. Resultados dos ensaios de tração em corte para a soldadura Cu/CuZn: a) gráficos força-deslocamento; b) mapas de distribuição de deformação. | 27 |
| Figura 5.1. Macrografia das soldaduras alumínio-cobre realizadas pela tecnologia <i>FSW</i> : a) Al5/Cu realizada com a ferramenta CL6; b) Al5/Cu realizada com a ferramenta CN8. | 30 |
| Figura 5.2. Secções transversais da soldadura Al5/Cu realizada com a ferramenta CL6. | 31 |
| Figura 5.3. Secções transversais da soldadura Al5/Cu realizada com a ferramenta CN8. | 31 |
| Figura 5.4. Resultados da análise SEM/EDS, à secção transversal da soldadura Al5/Cu realizada com a ferramenta CN8. | 32 |
| Figura 5.5. Resultados da análise da difração de raios X, na interface da soldadura Al5/Cu realizada com a ferramenta CN8. | 32 |
| Figura 5.6. Evolução do binário da ferramenta, ao longo do cordão de soldadura, para as soldaduras Al5/Cu_CN8 e Al5/Cu_CL6. | 33 |
| Figura 5.7. Resultados dos ensaios de tração em corte para a soldadura Al5/Cu_CN8: a) gráficos força-deslocamento; b) mapas de distribuição de deformação. | 34 |

| | |
|--|----|
| Figura 5.8. Zona de rotura dos provetes..... | 34 |
| Figura 6.1. Secções transversais das soldaduras similares em aço DX51D, produzidas com uma velocidade de rotação de 1000 rpm e uma velocidade de avanço de 600 mm/min, com as ferramentas PL10, PL12, PL14 PL16. | 36 |
| Figura 6.2. Resultados da análise EDS na superfície da soldadura em contacto com a ferramenta (b-c) e na extremidade da interface de ligação (d-e). | 36 |
| Figura 6.3. <i>Kissing Bond</i> , no lado de avanço das soldaduras realizadas com velocidade de avanço de 600 mm/min, velocidade de rotação de 1000 rpm e com as ferramentas PL10 (a), PL12 (b) e PL14 (c). | 37 |
| Figura 6.4. Secções transversais das soldaduras similares em DX51D, produzidas com uma velocidade de rotação de 1000 rpm e velocidades de avanço entre 200 e 1000 mm/min, com a ferramenta PL16. | 38 |
| Figura 6.5. Variação da largura da zona afetado pelo processo(a), da pressão axial (b) e do binário (c), com a velocidade de avanço e tipo de ferramenta, para uma velocidade de rotação constante de 1000 rpm..... | 39 |
| Figura 6.6. Resultados dos ensaios de tração em corte para as soldaduras em aço DX51D: a-g) gráficos força-deslocamento; h) mapa de distribuição de deformação. | 41 |
| Figura 7.1. Secções transversais das soldaduras similares realizadas em aço DC01, produzidas com uma velocidade de rotação de 1000 rpm, velocidades de avanço entre 600 e 1000 mm/min e com a as ferramentas PL10, PL14, PL16..... | 44 |
| Figura 7.2. Resultados da análise EDS para as soldaduras em aço DC01, na superfície em contacto com a ferramenta. | 44 |
| Figura 7.3. Secções transversais das soldaduras realizadas em aço DC01, com velocidades de rotação entre 1000 a 1900 rpm e velocidades de avanço entre 1000 a 1900 mm/min. | 45 |
| Figura 7.4. Variação da pressão axial (a) e do binário (b), com a velocidade de avanço, velocidade de rotação e tipo de ferramenta..... | 46 |
| Figura 7.5. Resultados dos ensaios de tração em corte para as soldaduras em aço DC01: a-f) gráficos força-deslocamento; g) mapa de distribuição de deformação. | 47 |
| Figura 8.1. Soldaduras Al6(1)/Cu(3) realizadas com as ferramentas PL12 e PL14:a-b) superfície da soldadura; c-d) superfície de fratura da chapa superior; e-f) superfície de fratura da chapa inferior. | 50 |
| Figura 8.2. Soldaduras Al5(1)/Cu(3) e Cu(1)/Al6(3) realizadas com a ferramenta PL14:a-b) superfície da soldaduras; c-d) superfície de fratura da chapa superior; e-f) superfície de fratura da chapa inferior. | 51 |
| Figura 8.3. Resultados da análise da difração de raios X, à superfície de fratura das soldaduras Al6/Cu e Cu/Al6. | 52 |
| Figura 8.4. Variação da pressão axial e binário com os parâmetros de soldadura..... | 53 |

ÍNDICE DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 3.1. Composição química das ligas de Cobre (pd %). | 15 |
| Tabela 3.2. Composição química das ligas de Alumínio (pd %). | 15 |
| Tabela 3.3. Composição química dos Aços (pd %). | 15 |
| Tabela 3.4. Parâmetros utilizados nas soldaduras similares. | 18 |
| Tabela 3.5. Parâmetros utilizados nas soldaduras dissimilares produzidas pelo processo <i>FSW</i> | 19 |
| Tabela 3.6. Parâmetros utilizados nas soldaduras dissimilares produzidas pelo processo <i>TAFW</i> | 20 |
| Tabela 3.7. Composição química dos reagentes para contrastação química. | 21 |

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

A – Lado de avanço

dz – Penetração da ferramenta [mm]

Fz – Força axial [N]

R – Lado do recuo

v – Velocidade de avanço [mm/min]

Y_S – Tensão limite de elasticidade [MPa]

Y_{UTS} – Tensão máxima [MPa]

α – Ângulo de ataque [°]

ω – Velocidade de rotação [rpm]

Siglas

DIC – *Digital Image Correlation*

EDS – *Energy Dispersive X-ray Spectroscopy*

FSW – *Friction Stir Welding*

MB – Material base

SEM – *Scanning Electron Microscope*

TAFW – *Tool Assisted Friction Welding*

ZTA – Zona termicamente afetada

ZTMA – Zona termomecanicamente afetada

1. INTRODUÇÃO

Friction Stir Welding (FSW) é uma tecnologia, inventada na década de noventa, que é vista como uma excelente alternativa à soldadura por fusão. Apesar de esta tecnologia ter sido concebida para a soldadura de ligas de alumínio, o seu estudo e desenvolvimento permitiram estender a sua aplicação a um leque mais diversificado de materiais base e produzir soldaduras similares e dissimilares, com boas propriedades mecânicas. Neste contexto, a aplicação da tecnologia *FSW* em setores, tais como as indústrias aeroespacial, aeronáutica, automóvel e marítima, tornou-se tecnicamente apelativa e economicamente rentável.

A tecnologia *Tool Assisted Friction Welding (TAFW)*, desenvolvida na Universidade de Coimbra, surgiu como uma variante, ainda recente, da tecnologia *FSW*, na medida em que a principal diferença é a utilização de ferramentas que não possuem pino (Mira-Aguiar et al. 2016). Algumas das vantagens da utilização de ferramentas sem pino são o menor desgaste, na soldadura de materiais de elevada resistência e evitar a formação de alguns defeitos, típicos do processo *FSW*, como o *hooking*, na soldadura de juntas sobrepostas.

Nesta dissertação, foi analisada a soldabilidade de diversos materiais base, isto é, a capacidade desses materiais serem soldados, pelos processos *FSW* e *TAFW*, dando origem a soldaduras com características morfológicas e mecânicas adequadas à sua utilização industrial (adaptado da definição de soldabilidade da *American Welding Society*). As tecnologias utilizadas para a realização das soldaduras *FSW* e *TAFW*, foram avaliadas no que concerne à sua capacidade de produzir ligações, similares e dissimilares, em chapas finas, em junta sobreposta. Pelo processo *FSW*, produziram-se soldaduras dissimilares cobre-latão e alumínio-cobre, com o objetivo de se analisar a influência da tipologia dos materiais a unir e da geometria da ferramenta, na qualidade das soldaduras. Com vista a melhorar a qualidade das soldaduras alumínio-cobre, foram também produzidas ligações, com esta combinação de metais base, pelo processo *TAFW*. O objetivo foi evitar a formação de intermetálicos e promover a união destes materiais, através da formação de ligações mecânicas na interface dos materiais base, semelhantes às observadas em soldadura por

explosão (Gulenc 2008). Para isso, procedeu-se à texturização superficial de um dos metais base na zona de ligação.

Pelo processo *TAFW*, foram ainda produzidas soldaduras similares em aço DX51D e em aço DC01, tendo-se analisado a influência dos parâmetros do processo, tais como a velocidade de avanço, de rotação e a geometria das ferramentas, na qualidade das soldaduras.

O presente trabalho está dividido em quatro partes. No capítulo 2, dedicado ao estado da arte, faz-se uma revisão da literatura sobre os processos tecnológicos e os materiais a soldar. No capítulo 3, descreve-se o procedimento experimental, assim como os equipamentos e materiais utilizados. Nos capítulos 4 a 8, faz-se a análise e discussão dos resultados obtidos, expondo-se os resultados da análise morfológica e microestrutural das soldaduras, da caracterização mecânica e ainda da sensibilidade à pressão axial e ao binário da ferramenta. Por fim, no capítulo 9, são apresentadas as conclusões retiradas do estudo efetuado.

2. ESTADO DA ARTE

2.1. Friction Stir Welding

A tecnologia *Friction stir welding* (FSW) consiste num processo de soldadura em estado sólido, aplicável a materiais similares e dissimilares, desenvolvido em 1991 pelo *The Welding Institute* (TWI). Neste processo, a junção das superfícies em contacto dá-se graças a um terceiro corpo, uma ferramenta rotativa não consumível, que se desloca ao longo da junta de ligação e promove a mistura (*stir*) em estado sólido dos metais base, como se pode observar na Figura 2.1. Como representado na Figura 2.2, a ferramenta apresenta como componentes essenciais, que determinam a qualidade da soldadura, o pino e o *shoulder*. O corpo da ferramenta e zona de aperto são os elementos necessários à fixação da mesma ao equipamento de soldadura.

As geometrias do pino e do *shoulder* têm um papel muito importante na forma como se dá o aquecimento localizado dos metais base e o escoamento destes em torno da ferramenta (Rai et al. 2011). Os pinos, que são normalmente classificados de acordo com a sua geometria, como cilíndricos, cónicos ou facetados, podem também ser roscados, lisos ou com estrias. Tal como o pino, o *shoulder* pode também apresentar várias configurações, sendo algumas das mais comuns a cónica, a plana com estrias concêntricas, a côncava e a convexa. Para além da sua importante contribuição no escoamento do material durante a soldadura, o *shoulder* é o principal responsável pela geração de calor, devido ao atrito com a superfície das peças a unir (Threadgill et al. 2009). O pino, por sua vez, apresenta como função principal promover o escoamento, em espessura, do material, devido à ação combinada do seu movimento de rotação e translação (Mishra & Ma 2005).

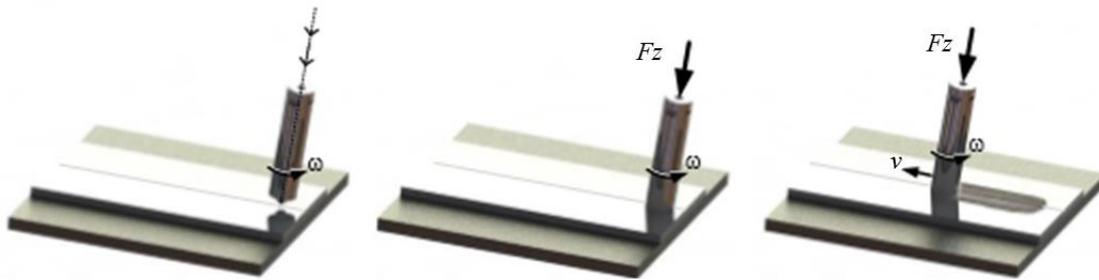


Figura 2.1. Representação esquemática do processo de soldadura por FSW (adaptado de (Leitão 2013b)).

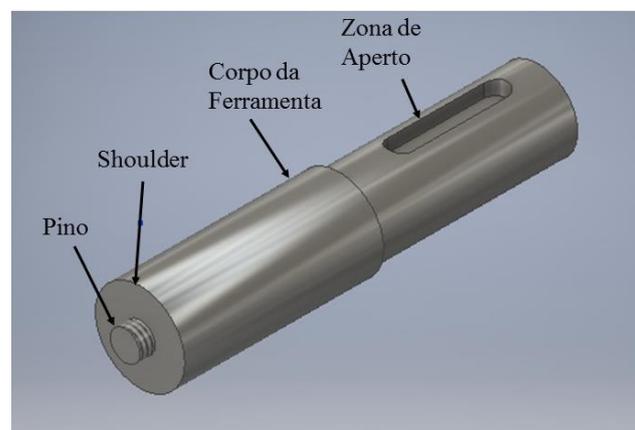


Figura 2.2. Componentes de uma ferramenta utilizada no processo FSW.

O controlo adequado dos parâmetros do processo FSW, representados na Figura 2.3, determina as propriedades mecânicas, morfológicas e microestruturais das soldaduras. Dois dos parâmetros mais importantes são a velocidade de rotação (ω) e de avanço (v) da ferramenta, pois são estes que controlam a quantidade de calor gerado/adicionado ao material a soldar (Moghaddam et al. 2011), apresentando grande influência na qualidade das soldaduras. Tipicamente as soldaduras são realizadas em controlo de posição ou em controlo de força (Gibson et al. 2014). A força axial (F_z) exercida pela ferramenta, (em controlo de força), e a penetração do pino (dz) (em controlo de posição) são os parâmetros do processo responsáveis por garantir o contacto entre a ferramenta e o material a unir. O ângulo de ataque da ferramenta (α), que corresponde ao ângulo entre o eixo de rotação e a direção de avanço da mesma, é outro parâmetro a influenciar a geração de calor, o forjamento dos materiais a soldar e consequentemente, a forma como se dá o escoamento de material em torno da ferramenta (Mehta & Badheka 2016).

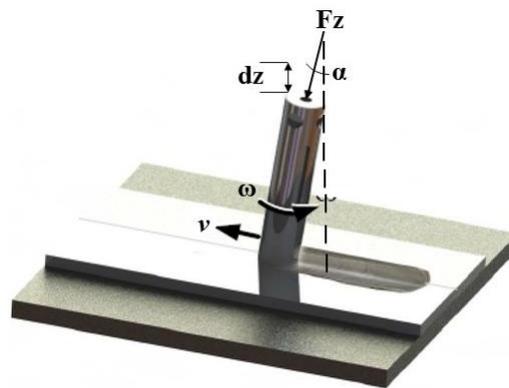


Figura 2.3. Parâmetros do processo *FSW* (adaptado de (Leitão 2013b)). Onde F_z representa a força axial, α o ângulo da ferramenta, v velocidade de avanço, ω a velocidade de rotação e dz a penetração da ferramenta.

Devido à deformação plástica intensa e ao calor gerado durante o processo *FSW*, as ligações obtidas apresentam diferentes zonas microestruturais, podendo-se distinguir três regiões principais, como se representa na Figura 2.4. Uma dessas zonas é o material base (MB), que corresponde à porção de material que não é afetado pelo processo de soldadura. Na proximidade desta zona encontra-se a zona termicamente afetada (ZTA), que é constituída pelo material que não sofreu deformação plástica, durante o processo de soldadura mas, no entanto, esteve sujeito a ciclos térmicos que induziram alterações profundas na microestrutura do MB. Adjacente à ZTA, já na parte central da soldadura, encontra-se a zona afetada termomecanicamente (ZATM), que tanto está sujeita a deformação plástica, como a elevadas temperaturas. No centro da ZATM existe uma subzona, denominada de *nugget*, que corresponde à zona de passagem do pino, onde ocorrem as temperaturas mais elevadas, em simultâneo com deformação plástica, o que dá origem à ocorrência de recristalização dinâmica que induz forte refinamento do grão.

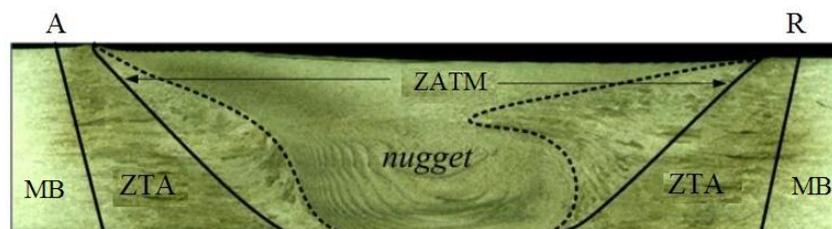


Figura 2.4. Zonas microestruturais da soldadura (adaptado de (Leitão 2013b)), onde A representa o lado de avanço e R o lado do recuo.

A tecnologia *FSW* pode ser aplicada na ligação de vários tipos de juntas, sendo as juntas topo-a-topo e as sobrepostas as mais utilizadas. No presente trabalho são analisadas soldaduras realizadas em chapas finas, em junta sobreposta. A utilização do processo *FSW* neste tipo de ligações pretende suprimir a utilização de tecnologias, como a rebitagem e a soldadura por resistência, amplamente utilizadas na indústria automóvel e aeronáutica (Cederqvist & Reynolds 2001). No entanto, um defeito típico das soldaduras obtidas pela tecnologia *FSW*, nesta configuração de junta, é o *hooking*, que surge nas extremidades das mesmas. Este defeito, que se forma na interface de ligação dos materiais, devido ao fluxo ascendente de material da chapa inferior, quase sempre no lado de avanço e na ZATM (Chen & Yazdanian 2012), consiste num entalhe/fenda pronunciado, em forma de gancho (*hooking*) que reduz a espessura resistente da chapa, na vizinhança da soldadura, e cria concentração de tensões, o que diminui a resistência mecânica das ligações (Salari et al. 2014).

A literatura da especialidade refere, como principal vantagem da utilização da tecnologia *FSW*, o facto de esta não exigir cuidados especiais na preparação das juntas entre os elementos a unir. No entanto, o efeito do estado das superfícies em contacto, em soldaduras em junta sobreposta, de aço-alumínio, foi estudado por Chen & Nakata (2008). Estes autores compararam soldaduras realizadas em chapas polidas, chapas escovadas e chapas com revestimento de zinco (galvanizadas). As soldaduras realizadas em chapas galvanizadas foram as que apresentaram melhores valores de resistência mecânica, uma vez que, referindo os autores, o zinco funcionou como uma camada interna na soldadura, que contribuiu para promover a ligação entre o aço e o alumínio. As soldaduras em chapas escovadas, por sua vez, apresentaram resistência mecânica superior à das soldaduras em chapas polidas, devido à formação de ligações de natureza mecânica, por acumulação de material nas cavidades resultantes do acabamento escovado. Este resultado inspirou um dos desenvolvimentos apresentados nesta tese, ou seja, a utilização de superfícies texturizadas, para a ligação de alumínio-cobre.

2.2. Tool Assisted Friction Welding

Tool Assisted Friction Welding (TAFW) é uma tecnologia utilizada para a ligação por soldadura de juntas sobrepostas, em estado sólido, que difere da tecnologia *FSW* por

utilizar ferramentas sem pino. Com efeito, a tecnologia *TAFW* aplica os mesmos princípios operatórios da tecnologia *FSW*, para gerar calor e amaciar os materiais a unir, mas ao contrário desta, não promove a mistura (*stir*) por deformação plástica em torno do eixo da ferramenta. A zona de contacto da ferramenta com os materiais base, posicionados em junta sobreposta, restringe-se à superfície da chapa superior. Sendo assim, na tecnologia *TAFW*, tal como no processo de soldadura por pressão a frio, a ligação metálica resulta da ocorrência de fenómenos de difusão através da interface deformada plasticamente em compressão (Mira-Aguiar et al 2016). A ausência de pino suprime a mistura dos materiais base, evitando assim, a formação do defeito do tipo *hooking*, característico das soldaduras obtidas por *FSW*. A utilização de ferramentas sem pino na ligação de materiais de elevada resistência, tais como as ligas de ferro, permite minorar os problemas de desgaste da ferramenta.

A utilização de ferramentas sem pino na ligação em junta sobreposta foi já testada por vários autores. Contudo, em nenhum dos trabalhos publicados se faz referência ao facto de os mecanismos responsáveis pela ligação serem diferentes dos registados durante o processo *FSW*, isto é, a ausência de mistura dos materiais base, nunca foi discutida e/ou apontada na literatura. Com efeito, Zhang et al. (2010) realizaram soldaduras em chapas de alumínio finas, em junta sobreposta, utilizando ferramentas sem pino. O objetivo do trabalho consistiu em verificar o efeito do *shoulder* na disrupção dos óxidos e o escoamento vertical de material, através da interface entre os materiais a ligar. Estes autores observaram que a ausência de pino apresentava pouca influência na geração de calor e na macroestrutura da secção transversal das soldaduras, concluindo que o forjamento e a torção gerados pela ferramenta promoveram a disrupção dos óxidos e fluxo vertical do material na interface de ligação. Ji et al. (2016) utilizaram ferramentas sem pino, com *shoulders* de diferentes geometrias para soldar a liga AA6061-O, em juntas de topo. Os *shoulders* possuíam uma base plana com estrias, variando o raio de curvatura, o comprimento e o posicionamento destas. Os autores concluíram que, independentemente da geometria do *shoulder*, as soldaduras apresentaram a mesma morfologia caracterizada pela presença de *nugget*, ZATM, ZTA bem definidas. Observaram ainda que a geometria da ferramenta apresentava uma forte influência sobre a resistência mecânica das soldaduras.

2.3. Materiais Base

De acordo com o que já foi dito anteriormente, uma das vantagens das tecnologias *FSW* e *TAFW* é a possibilidade de produzir soldaduras similares e dissimilares. Algumas das combinações de materiais base já soldadas por estas tecnologias são ligas de alumínio tratáveis e não tratáveis termicamente, alumínio-cobre, alumínio-aço, cobre-latão e aço-titânio, ente outras. Nesta revisão far-se-á apenas referência a alguns dos trabalhos mais recentes, que tenham utilizado materiais idênticos aos utilizados para realização das soldaduras analisadas no presente trabalho.

2.3.1. Soldaduras em ligas de Cobre

Uma das principais características do cobre é a sua elevada condutibilidade térmica, que é das mais elevadas entre todos os metais. Devido a esta característica, a soldabilidade deste material é relativamente baixa, em virtude da rápida dissipação de calor (Erdem 2014). Neste contexto, a ligação de cobre em estado sólido, através da tecnologia *FSW*, é apontada como um desenvolvimento importante na aplicação industrial alargada deste material. Sun & Fujii (2010) analisaram a influência da velocidade de rotação, de avanço e da força axial na qualidade de soldaduras similares de cobre puro, em junta sobreposta. Estes autores, obtiveram uma janela de soldabilidade definida para velocidades de avanço entre 200 a 800 mm/min, velocidades de rotação entre 400 a 1200 rpm e forças aplicadas de 10 a 15 KN, tendo concluído que a aplicação das forças de maior valor e das menores velocidades de rotação, dentro da janela de soldabilidade, conduz a soldaduras com maior resistência mecânica. Concluíram ainda que a força exercida pela ferramenta apresentou uma maior influência sobre a microestrutura da soldadura do que a velocidade de rotação.

O latão consiste numa liga de cobre e zinco, amplamente utilizado em aplicações de engenharia, devido à sua resistência mecânica, resistência à corrosão e boa condutividade térmica e elétrica. Um dos problemas associados à soldabilidade destas ligas, quando são utilizadas tecnologias de soldadura por fusão, é a evaporação do zinco, a qual provoca perda de resistência mecânica e alteração da microestrutura das soldaduras, face ao material base (Meran 2006). Sun et al. (2014) estudaram a influência da velocidade de avanço e de rotação, na resistência mecânica de soldaduras similares CuZn30, em juntas de topo, com 2 mm de

espessura e com uma força axial constante de 1000 Kg. Os autores definiram uma janela de soldabilidade, para velocidades de avanço entre 200 a 800 mm/min e velocidade de rotação entre 750 e 1200 rpm. Observaram que as soldaduras realizadas com parâmetros dentro desta janela de soldabilidade, apresentavam boa resistência mecânica, tendo a fratura ocorrido no material base. Os autores associaram as boas propriedades mecânicas das soldaduras ao refinamento de grão no *nugget*.

A soldadura dissimilar cobre-latão tem sido utilizada, essencialmente, em permutadores de calor, como por exemplo, na indústria automóvel, com objetivo de aumentar a resistência mecânica, a temperaturas inferiores a 200 °C (*CuproBraze Alliance*). A estrutura e propriedades mecânicas de soldaduras dissimilares de cobre puro e CuZn37, em juntas de topo, produzidas pela tecnologia *FSW*, foram analisadas por Erdem (2014). Este autor constatou que todas as soldaduras obtidas apresentaram três regiões (MB, ZTA e ZATM) bem definidas. No entanto, enquanto que a dureza do *nugget*, na chapa de cobre, era inferior à do MB, a dureza do *nugget*, na chapa de latão era superior à do MB. Uma vez que na zona do *nugget*, o tamanho de grão do cobre era superior ao tamanho de grão do latão, a queda da dureza no *nugget* do cobre foi atribuída ao recozimento deste material. Já para o latão o aumento da dureza foi atribuído ao refinamento do grão. Análises EDS, realizadas no *nugget*, evidenciaram que a mistura do cobre com o latão provocou uma alteração na composição da soldadura, relativamente aos MB. As soldaduras realizadas apresentaram uma resistência mecânica máxima de 94,4% e 84,2% face às dos materiais base cobre e latão, respetivamente, para uma velocidade de rotação de 900 rpm. Para velocidades de rotação constantes, o autor observou que o aumento da velocidade de avanço permitiu melhorar a resistência mecânica das soldaduras.

2.3.2. Soldaduras em ligas de Alumínio

As ligas de alumínio são consideradas materiais muito interessantes do ponto de vista da engenharia devido às suas características resistência mecânica e baixa densidade. De entre as ligas de alumínio, as ligas 5xxx e 6xxx são as mais utilizadas em construção mecânica corrente. As ligas de alumínio da série 5xxx pertencem às ligas não-tratáveis termicamente e têm como principal elemento de liga o magnésio. Estas ligas são dúcteis no estado recozido, mas endurecem rapidamente quando sujeitas a trabalho mecânico a frio. Adicionalmente, possuem boa resistência à corrosão, boa tenacidade e boa soldabilidade. As

ligas de alumínio da série 6xxx pertencem às ligas tratáveis termicamente e têm como principais elementos de liga o magnésio e o silício. Estes elementos provocam o endurecimento da liga por precipitação. Estas ligas possuem boa resistência à corrosão e boa formabilidade e soldabilidade.

Costa, et al. (2015b) estudaram a influência da geometria do pino e dos parâmetros do processo, na qualidade de soldaduras similares, na liga de alumínio AA5754-H22, em chapas de 1 mm de espessura em junta sobreposta. Neste estudo utilizaram ferramentas de *FSW* idênticas às utilizadas para a produção das soldaduras cobre-latão e alumínio-cobre, que se irão analisar nesta dissertação, ou seja, ferramentas com pino cônico, com 8 mm e 6 mm de diâmetro máximo, (CN8 e CN6, respetivamente), e com pino cilíndrico com 6 mm de diâmetro (CL6). Os autores concluíram que as ferramentas CL6 e CN6 deram origem à formação de um *hooking* mais pronunciado do que a CN8, no lado de avanço das soldaduras. Observaram ainda que o *hooking* aumentava com o aumento da velocidade de avanço. A resistência mecânica em corte, das soldaduras, no lado do recuo, não mostrou dependência relativamente à geometria da ferramenta, tendo a fratura ocorrido para valores de carga próximos da resistência mecânica do material base. Para o lado de avanço das soldaduras, a resistência mecânica foi inferior, devido à presença de *hooking*.

Costa, et al. (2015a) analisaram a influência da geometria do pino e da posição das chapas na qualidade de soldaduras dissimilares AA 5754-H22 e AA6082-T6 em junta sobreposta. As ferramentas utilizadas foram também a CN8, CN6 e CL6. Os autores concluíram que o escoamento ascendente de material foi mais notório quando se usaram as ferramentas CN6 e CL6, do que quando se usou a ferramenta CN8. O fluxo ascendente de material promoveu a formação de *hooking*, tendo este defeito sido apontado como o principal fator influenciador da resistência das juntas sobrepostas. O movimento ascendente de material foi mais notório quando a chapa inferior foi de AA6082, devido ao diferente comportamento que estes dois materiais têm a elevadas temperaturas. Segundo Leitão et al. (2012a), que estudaram o comportamento plástico a alta temperatura das ligas de alumínio AA6082-T6 e AA5083-H11, a liga AA6082 apresentou um maior amaciamento a elevadas temperaturas, o que facilitou o seu fluxo ascendente.

2.3.3. Soldaduras dissimilares em Alumínio-Cobre

A ligação por soldadura do cobre com o alumínio tem grande interesse industrial, pois permite associar a elevada condutividade térmica e elétrica do cobre com o baixo preço e densidade do alumínio. No entanto, a elevada afinidade química que estes elementos apresentam a elevadas temperaturas, que leva à formação de compostos intermetálicos, apresenta-se como um importante entrave à ligação dos dois materiais. Galvão et al. (2011) estudaram a formação e distribuição de compostos intermetálicos em soldaduras de AA5083-H11 e Cu-DHP, em juntas de topo soldadas pelo processo *FSW*. Verificaram que a formação de compostos intermetálicos é um processo induzido termomecanicamente que pode ocorrer em estado sólido. O aumento do calor gerado, durante o processo de soldadura, contribuiu para aumentar a formação de intermetálicos ao promover uma mistura mais intensa dos dois materiais. Estes autores observaram ainda que a natureza dos intermetálicos formados durante o processo de soldadura pode variar em função dos parâmetros do processo, ou seja, observaram que com o aumento do rácio velocidade de rotação/velocidade de avanço, as estruturas presentes na soldadura deixavam de ser predominantemente ricas em Al, Cu, CuAl_2 e Cu_9Al_4 , passando a apresentar Cu(Al) e Cu_9Al_4 em maiores quantidades.

Bisadi et al. (2013) analisaram a influência dos compostos intermetálicos na resistência mecânica de soldaduras dissimilares Al5083 e cobre, em junta sobreposta. A análise EDS das soldaduras, mostrou a presença de compostos intermetálicos CuAl_2 , em elevada quantidade, no nugget da soldadura. Nos provetes ensaiados à tração em corte, a rotura ocorreu no lado de avanço, na chapa de alumínio. Os autores verificaram que a resistência mecânica das soldaduras diminuiu, com o calor introduzido na soldadura, devido ao aumento da quantidade dos compostos intermetálicos, que foram apontados como responsáveis pela de iniciação de fendas.

Xue et al. (2011) utilizaram o processo *FSW* para produzir soldaduras dissimilares de alumínio 1060 e cobre puro, em junta sobreposta, com 3 mm de espessura. Estes autores utilizaram uma velocidade de rotação de 600 rpm, uma velocidade de avanço de 50 mm/min e uma ferramenta com pino e *shoulder* de elevado diâmetro (8 mm e 20 mm respetivamente). As soldaduras obtidas apresentavam resistência mecânica superior do lado de avanço, tendo a fratura ocorrido na ZTA. No lado do recuo, o movimento ascende de material da chapa inferior de cobre, provocou uma redução na espessura na chapa de alumínio, responsável pela menor resistência mecânica desse lado da soldadura. Os autores

detetaram ainda a presença dos intermetálicos Cu_9Al_4 e CuAl_2 no *nugget* da soldadura, concluindo que a formação de uma camada fina desses intermetálicos, continua e uniforme, era um fator importante para a ligação entre o alumínio e o cobre.

Akbari et al. (2012) estudaram o efeito da posição das chapas de alumínio e de cobre, em junta sobreposta, na resistência mecânica das soldaduras. Estes autores concluíram que a posição dos materiais base afeta o calor introduzido na soldadura que, por sua vez, apresenta forte influência na formação de defeitos. Ou seja, quando a chapa superior era de alumínio, as soldaduras apresentavam maior resistência mecânica, pois a menor condutividade térmica do alumínio, conduzia a menor dissipação de calor na soldadura. Quando a chapa superior era de cobre, a dissipação de calor era superior, conduzindo a dificuldades acrescidas na execução da ligação devido à dificuldade em deformar/amaciara este material.

2.3.4. Soldaduras similares em Aço

Os aços são ligas metálicas formadas essencialmente por ferro e carbono, sendo atualmente das ligas mais importantes, para aplicações de engenharia à escala mundial. Os aços macios caracterizam-se por terem uma percentagem de carbono inferior a 0,25%, o que lhes confere uma resistência mecânica inferior à dos outros tipos de aços. Apesar disso, o seu custo reduzido e a sua boa formabilidade e ductilidade, torna-os apelativos para muitas aplicações. Os aços macios galvanizados apresentam ainda um revestimento de zinco, que lhes confere boa resistência à corrosão. Os aços galvanizados são amplamente usados na construção civil, em veículos frigoríficos, em painéis de publicidade e painéis solares, entre outras aplicações.

Rodrigues et al. (2015) compararam soldaduras similares em aço macio DC01 e aço galvanizado DX51D, realizadas pela tecnologia *TAFW*, com uma soldadura dissimilar em aço DC01 e DX51D, realizada pela tecnologia *FSW*. Para a soldadura realizada pela tecnologia *FSW*, os autores verificaram a existência de um *nugget*, no seu centro, resultante da mistura mecânica dos materiais base. Para além disso, nesta soldadura observou-se também a formação de *hooking*, nos lados de avanço e do recuo. Para as soldaduras produzidas por *TAFW* não observaram a mistura dos materiais base, ou seja, não observaram a formação de um *nugget*, nem de nenhum *hooking*. Segundo os autores, a união entre as chapas terá resultado da deformação plástica, em compressão, a elevadas temperaturas, dos

metais base, sob ação da elevada pressão exercida pela ferramenta. Na região afetada pelo processo observaram ainda a formação de estruturas com diferente microestrutura e maior dureza do que a dos materiais base.

Nesta tese será analisada a influência dos parâmetros do processo *TAFW* na qualidade de soldaduras similares destes mesmos aços.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Materiais base

Neste trabalho foram realizadas soldaduras similares e dissimilares utilizando uma gama alargada de ligas metálicas, nomeadamente, ligas de cobre, alumínio e ferro. A tipologia e composição química das ligas utilizadas, retirada da literatura (ASM Internacional, 1990a; 1990b), encontram-se descritas nas Tabela 3.1, 3.2 e 3.3. Tal como descrito nas tabelas, foram utilizadas uma liga Cu-DHP e outra CuZn37, ou seja, uma liga com alto teor, porém limitado, de fósforo e uma liga de Cobre-Zinco, comumente denominada de latão. Na gama das ligas de alumínio foram utilizadas duas ligas, sendo uma tratável (AA6082-T6) e outra não tratável termicamente (AA5754-H22). Finalmente, no que diz respeito às ligas de ferro, foram utilizados um aço laminado a frio (DC01) e um aço galvanizado a quente (DX51D).

Tabela 3.1. Composição química das ligas de Cobre (pd %).

| <i>Cu-DhP</i> | <i>Cu+Ag</i> ≤99,9 | | | | | <i>P</i> 0,015-0,04 | | |
|---------------|-----------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|------------------------|-----------|---------------|
| <i>CuZn37</i> | <i>Cu</i> | <i>Zn</i> | <i>Pb</i> | <i>Ni</i> | <i>Fe</i> | <i>Al</i> | <i>Sn</i> | <i>Outros</i> |
| | 62-64 | Rest. | ≤0,1 | ≤0,3 | ≤0,1 | ≤0,05 | ≤0,1 | ≤0,1 |

Tabela 3.2. Composição química das ligas de Alumínio (pd %).

| | <i>Al</i> | <i>Cr</i> | <i>Cu</i> | <i>Fe</i> | <i>Mg</i> | <i>Mn</i> | <i>Si</i> | <i>Ti</i> | <i>Zn</i> | <i>Outros</i> |
|---------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|---------------|
| <i>AA5754</i> | 93,6-97,3 | ≤0,3 | ≤0,1 | ≤0,4 | ≤0,5 | ≤0,5 | ≤0,4 | ≤0,15 | ≤0,2 | ≤0,15 |
| <i>AA6082</i> | 95,2-98,3 | ≤0,2 | ≤0,1 | ≤0,5 | 0,6-1,2 | 0,4-1,0 | 0,7-1,3 | ≤0,1 | ≤0,2 | ≤0,15 |

Tabela 3.3. Composição química dos Aços (pd %).

| | <i>C</i> | <i>Mn</i> | <i>P</i> | <i>S</i> | <i>Si</i> |
|--------------|----------|-----------|----------|----------|-----------|
| <i>DX51D</i> | 0,05 | 0,35 | 0,008 | 0,01 | 0,02 |
| <i>DC01</i> | 0,078 | 0,314 | 0,012 | 0,016 | 0,004 |

Na Figura 3.1 comparam-se os valores de dureza, tensão limite de elasticidade (Y_s) e tensão máxima (Y_{UTS}), à temperatura ambiente, para todos os materiais base. No caso do metal base DX51D, foram testadas chapas com uma gama alargada de propriedades mecânicas. A avaliação das soldaduras será efetuada tendo em atenção esta variação.

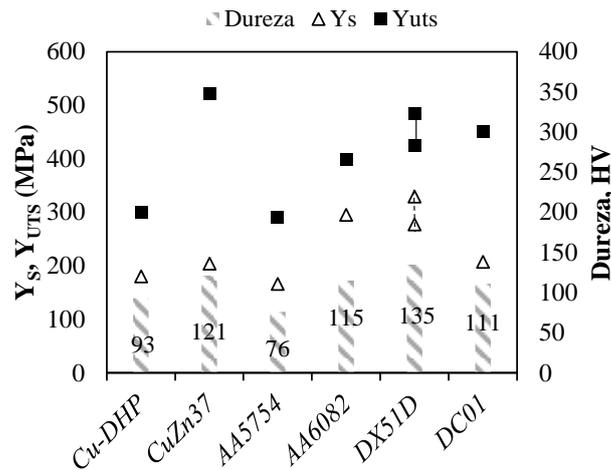


Figura 3.1. Propriedades mecânicas à temperatura ambiente dos materiais base.

3.2. Produção de soldaduras

Utilizando os materiais base descritos no item anterior, foram produzidas soldaduras similares e dissimilares, pelos processos *FSW* e *TAFW*, utilizando o equipamento MTS I-STIR PDS nas instalações do Centro Tecnológico AIMEN – Porriño, Espanha. Na Figura 3.2 encontram-se representados esquematicamente os parâmetros em estudo para os dois processos, isto é, a geometria da ferramenta, as velocidades de translação (v) e rotação (ω), e a penetração (dz) da ferramenta. Este último parâmetro foi adotado em detrimento da força axial (F_z), pois as soldaduras foram realizadas em controlo de posição.

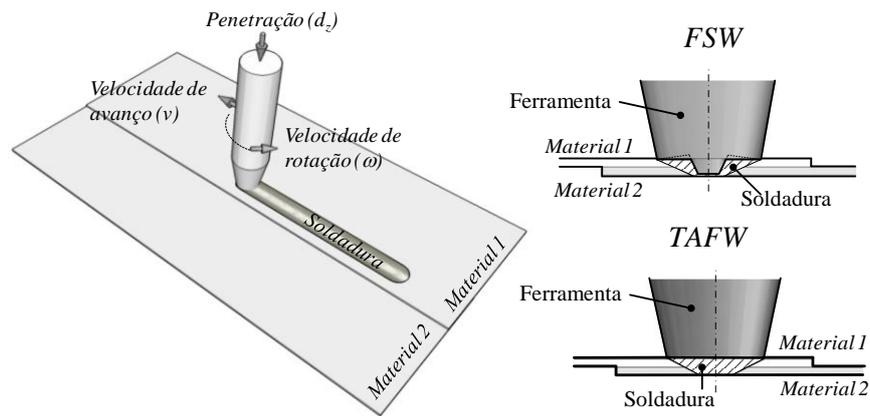


Figura 3.2. Esquema dos processos utilizados.

3.2.1. Ferramentas

Foram utilizadas ferramentas em WC com as geometrias representadas nas Figura 3.3 e 3.4, para o processo *FSW* e *TAFW*, respetivamente. Como se pode ver na Figura 3.3, nas soldaduras produzidas pelo processo *FSW*, foram utilizadas duas ferramentas que diferem na geometria e dimensão do pino, isto é, uma com pino cónico (CN8) e outra com pino cilíndrico (CL6). Recorda-se que estas ferramentas foram também utilizadas por Costa et al (2015a). As ferramentas usadas nas soldaduras realizadas pelo processo *TAFW* apresentavam uma geometria sem pino, com *shoulder* plano de vários diâmetros (10, 12, 14 e 16mm), tal como se mostra na Figura 3.4. De acordo com o diâmetro da base, estas ferramentas serão denominadas PL10, PL12, PL14 e PL16.

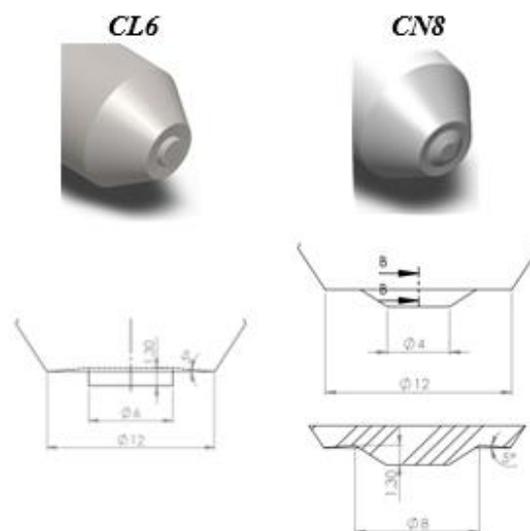


Figura 3.3. Ferramentas utilizadas no processo *FSW*.

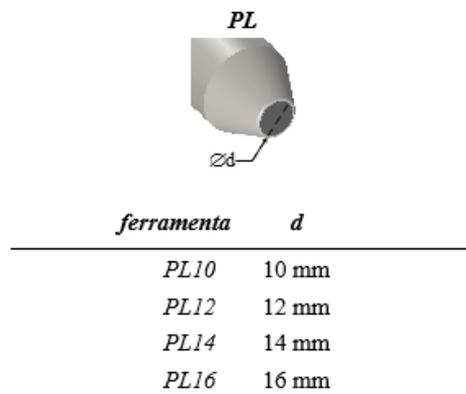


Figura 3.4. Ferramentas utilizadas no processo TAFW.

3.2.2. Parâmetros de soldadura

No presente estudo foram analisadas 23 soldaduras que são divididas em duas categorias, isto é, similares e dissimilares.

3.2.2.1. Soldaduras similares

As soldaduras similares foram produzidas pela tecnologia TAFW, usando chapas com 1mm de espessura dos aços DC01 e DX51D. Na Tabela 3.4 encontram-se descritos os parâmetros utilizados na produção destas soldaduras. Como se pode concluir analisando a tabela, os parâmetros estudados foram: a geometria da ferramenta, as velocidades de avanço (v) e rotação (ω), e ainda, a penetração da ferramenta na chapa superior (dz).

Tabela 3.4. Parâmetros utilizados nas soldaduras similares.

| <i>Material</i> | <i>Ferramenta</i> | ω (rpm) | v (mm/min) | α (°) | dz (mm) |
|-----------------|-------------------|----------------|--------------|--------------|-----------|
| <i>DC01</i> | PL10-PL16 | 1000-1500 | 200-1900 | 2 | 0,4 |
| <i>DX51D</i> | | 1000 | 200-1000 | | 0,5 |

3.2.2.1. Soldaduras dissimilares

Para a produção das soldaduras dissimilares pela tecnologia FSW foram utilizadas chapas com 1mm de espessura de cobre, alumínio e latão. As combinações de metais base e os parâmetros utilizados, encontram-se descritos na Tabela 3.5. Como se pode

concluir analisando a tabela, foram estudadas diferentes combinações de metais base e diferentes geometrias das ferramentas, mantendo-se constantes as velocidades de avanço (v) e rotação (ω), e ainda, a penetração da ferramenta na chapa superior (dz).

Tabela 3.5. Parâmetros utilizados nas soldaduras dissimilares produzidas pelo processo *FSW*.

| <i>Soldadura</i> | <i>Metais base</i> | <i>Ferramenta</i> | ω (<i>rpm</i>) | v (<i>mm/min</i>) | α ($^\circ$) | dz (<i>mm</i>) |
|------------------|--------------------|-------------------|----------------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
| <i>Cu/CuZn</i> | Cu-DHP/CuZn37 | CL6 | | | | |
| <i>Al5/Cu</i> | AA5754/Cu-DHP | CL6 | 600 | 350 | 2 | 1,2 |
| <i>Al5/Cu</i> | AA5754/Cu-DHP | CN8 | | | | |

No que diz respeito às soldaduras dissimilares realizadas pela tecnologia *TAFW*, de modo a promover uma união de natureza mecânica entre os elementos a unir, uma das chapas do par dissimilar foi sujeita a uma operação de texturização superficial previamente à operação de soldadura. A texturização foi efetuada utilizando uma fresa cilíndrica para realizar uma operação de corte descontínuo rasante, na zona de ligação da chapa inferior da junta sobreposta. Na Figura 3.5 mostra-se o acabamento superficial obtido.

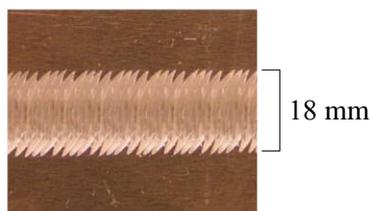


Figura 3.5. Acabamento superficial do metal base após texturização.

Com vista a conseguir uma união sem defeitos superficiais macroscópicos foi testada uma gama alargada de parâmetros de soldadura, ou seja, foram testadas várias combinações de metais base, vários tipos de ferramenta (PL10, PL12, PL14 e PL16), várias velocidades de avanço (v) e de rotação (ω), e ainda, valores variados de penetração da ferramenta na chapa superior (dz). Tratando-se de uma aplicação inovadora, a seleção/alteração dos parâmetros, para cada tipo de junta, foi realizada tendo em atenção os resultados da inspeção visual das soldaduras obtidas anteriormente, num processo evolutivo de tentativa/erro. Nesta tese serão analisadas apenas as soldaduras que não apresentaram defeitos superficiais importantes na inspeção visual realizada durante e após o ensaio. Essas

soldaduras foram obtidas utilizando os parâmetros e combinações de metal base descritos na tabela 3.6.

Tabela 3.6. Parâmetros utilizados nas soldaduras dissimilares produzidas pelo processo TAFW.

| <i>Soldadura</i> | <i>Metais base</i> | <i>Ferramenta</i> | ω (rpm) | v (mm/min) | α (°) | dz (mm) |
|---------------------|--------------------------------|-------------------|-------------------|-----------------|-----------------|--------------|
| <i>Al6(1)/Cu(3)</i> | AA6082 (1mm) / Cu-DHP (3mm) | PL12 | | | | |
| <i>Al6(1)/Cu(3)</i> | AA6082 (1mm) / Cu-DHP (3mm) | PL14 | 800 | | | |
| <i>Al5(1)/Cu(3)</i> | AA5754 (1mm) / Cu-DHP (3mm) | PL14 | | 100 | 2 | 0,3 |
| <i>Cu(1)/Al6(3)</i> | Cu-DHP (1mm) / AA6082 (3mm) | PL16 | 400 | | | |

No decorrer do texto, para identificar as soldaduras serão utilizados os acrónimos fornecidos nas Tabelas 3.4, 3.5 e 3.6. Neste código é identificada, na posição inicial, a liga colocada na parte superior da junta sobreposta, que ficará em contacto com a ferramenta, e na posição seguinte a liga colocada na parte inferior da junta. O material texturizado foi sempre colocado na parte inferior da junta. Entre parêntesis é identificada a espessura da chapa de cada metal base, uma vez que para realizar estas soldaduras foram utilizadas chapas com espessuras diferentes.

3.3. Técnicas e procedimentos de análise

As soldaduras foram analisadas de acordo com o procedimento que se encontra esquematizado na Figura 3.6. Como se pode ver na figura, após a ligação, foi realizada a inspeção visual das soldaduras com o intuito de identificar possíveis defeitos superficiais macroscópicos. Posteriormente, foram preparadas amostras para metalografia seguindo os procedimentos laboratoriais habituais. De realçar que a contrastação química foi realizada usando reagentes específicos, identificados na Tabela 3.7. A análise morfológica e microestrutural das secções transversais das soldaduras implicou a utilização das técnicas e equipamentos que se descrevem na Figura 3.6.

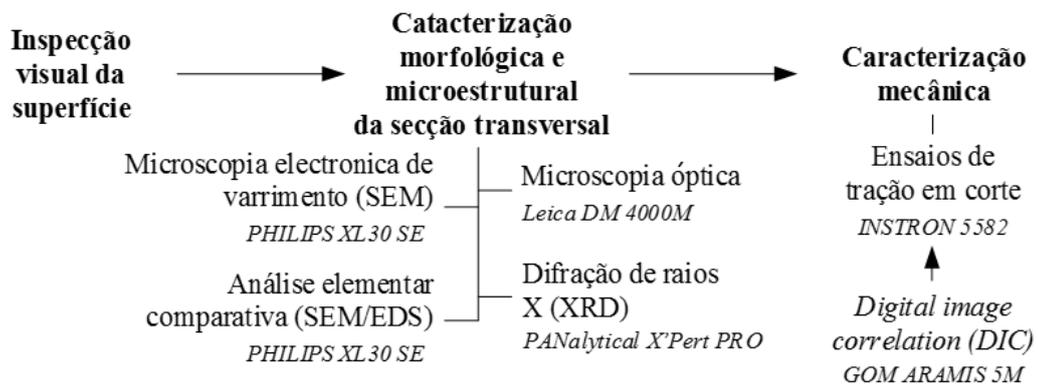


Figura 3.6. Esquema do procedimento laboratorial.

Tabela 3.7. Composição química dos reagentes para contrastação química.

| <i>Material</i> | <i>Reagente</i> | |
|-----------------|-------------------------|------------------------------------|
| <i>Cu-DHP</i> | 10 ml H ₂ O | |
| <i>CuZn37</i> | 10 ml HNO ₃ | |
| | 0,2 ml HF | |
| | <i>Poulton's</i> | |
| <i>AA5754</i> | 6 ml HCl | 10,5 ml H ₂ O |
| <i>AA6082</i> | 9 ml HNO ₃ | 2g H ₂ CrO ₄ |
| | 0,5 ml HF | |
| | <i>Nital</i> | |
| <i>DX51D</i> | 24.5 ml etanol | |
| <i>DC01</i> | 0,5 ml HNO ₃ | |

A resistência mecânica das juntas sobrepostas foi avaliada realizando ensaios de tração em corte, numa máquina de tração universal. O uso do extensómetro ótico GOM ARAMIS 5M permitiu determinar os mapas de deformação, em toda a superfície da secção transversal dos provetes, através de *digital image correlation* (DIC).

Os provetes ensaiados, que foram retirados transversalmente à soldadura, apresentavam a geometria e as dimensões que se mostram na Figura 3.7. Conforme o procedimento explicado em Costa et al. (2015b) foram concebidos dois tipos de provetes, de modo a solicitar os lados do avanço (Figura 3.7a) e do recuo (Figura 3.7b) das soldaduras.

Os procedimentos de ensaio descritos em Leitão et al. (2012b, 2013) foram adotados na preparação das amostras e no tratamento dos resultados, de modo a possibilitar o uso de DIC na determinação dos mapas de deformação. Como se exemplifica Figura 3.7c, a zona analisada por DIC, corresponde à face lateral dos provetes.

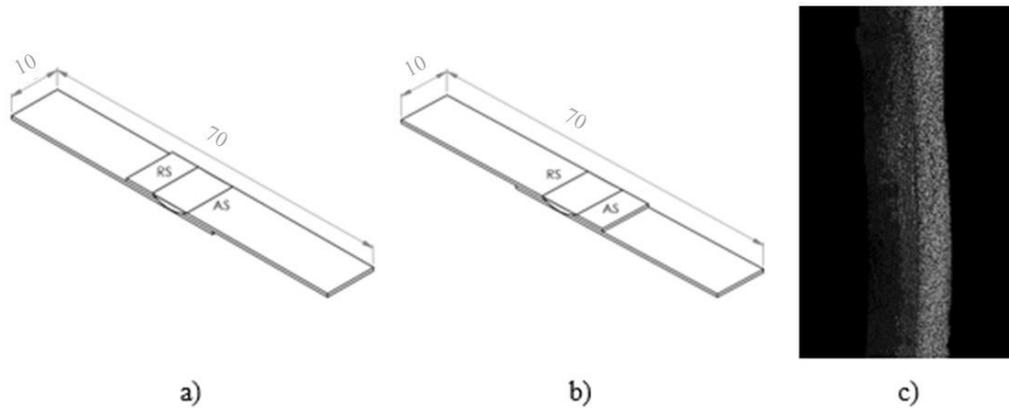


Figura 3.7. Provetes utilizados nos ensaios de tração em corte.

4. SOLDADURA DISSIMILAR COBRE/LATÃO PRODUZIDA PELA TECNOLOGIA FSW

Na Figura 4.1 mostra-se a superfície da soldadura dissimilar Cu/CuZn. Apesar do comprimento limitado da soldadura (200 mm), na Figura 4.1a é evidente a evolução da morfologia e coloração da chapa superior ao longo da soldadura, o que evidencia a evolução não-uniforme das condições termomecânicas durante o processo de ligação. Com efeito, no início do cordão, a soldadura apresenta um aspeto regular e uniforme, com formação de uma pequena rebarba no lado do recuo. Esta rebarba ganha volume, atingindo dimensões que podem ser já enquadradas sob a designação de “defeito de soldadura”, quando o cordão atinge 80 mm de comprimento. A zona de formação de apara excessiva estende-se por um comprimento de 60 mm. Após esta zona, a formação da rebarba é suprimida, o cordão volta a apresentar uma morfologia regular, apesar da evidente mudança de coloração relativamente ao início da soldadura.

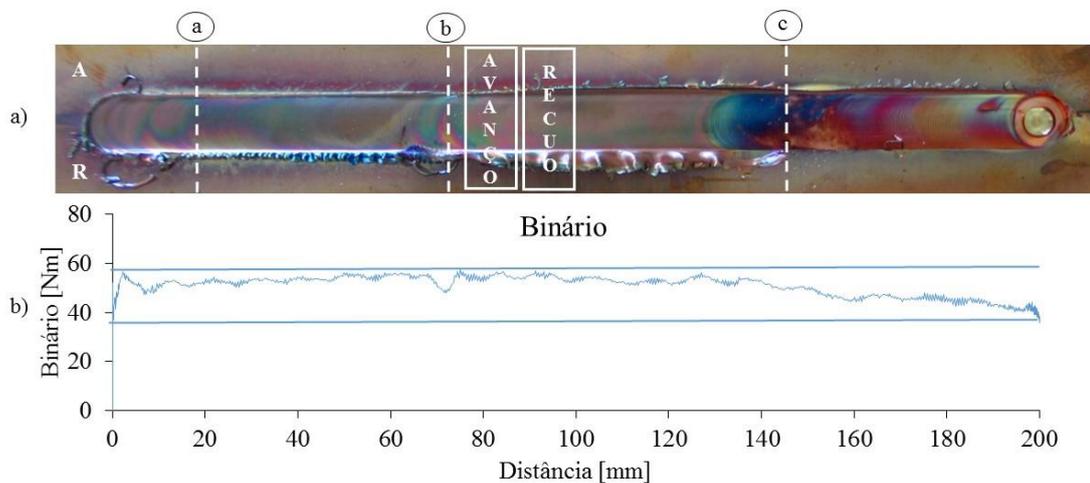


Figura 4.1. Macrografia da soldadura Cu/CuZn (a), e evolução do binário da ferramenta ao longo do cordão da soldadura (b).

De modo a melhor entender a evolução das condições termomecânicas durante o processo de soldadura, foi analisada a evolução do binário da ferramenta durante a operação de ligação. Na Figura 4.1b mostra-se o gráfico com a evolução desta grandeza ao

longo do cordão. A curva de evolução do binário mostra que, após o período de ignição inicial do processo, para o qual foi registado um pico nos valores do binário (60 Nm), este evoluiu de forma bastante regular, sem oscilações muito significativas, ao longo do cordão de soldadura. A única oscilação de grande amplitude no valor do binário corresponde ao instante em que se inicia a formação de rebarba de grandes dimensões. Após este decréscimo pontual, o binário passa a apresentar um valor médio praticamente constante, em toda a extensão de soldadura com apara excessiva. Na zona correspondente ao final da soldadura, onde foi registada uma forte mudança na cor da mesma, pode observar-se que o binário sofreu uma descida progressiva até ao final da operação de ligação. Tal como referido em Leitão et al. (2012c) e Galvão et al. (2012), a descida no valor do binário pode corresponder a dois fenómenos: um aumento da quantidade de calor gerado no processo, acompanhado de uma diminuição significativa da resistência do material, ou uma diminuição da quantidade de material arrastado/deformado pela ferramenta.

Com vista a melhor entender os mecanismos de transporte de material associados à evolução do binário, registado na Figura 4.1b, foram analisadas as secções transversais de amostras da soldadura extraídas nas localizações assinaladas na Figura 4.1a através das letras a), b) e c). Na Figura 4.2 mostram-se imagens dessas secções transversais. Na Figura 4.2a correspondente a uma secção transversal no início da soldadura, pode ver-se uma distribuição fortemente não-uniforme dos dois materiais base na soldadura. Com efeito, enquanto no lado do recuo pode ver-se o cobre e o latão nas partes superior e inferior da soldadura, respetivamente, no lado do avanço pode ver-se uma língua de latão que se estende desde a chapa inferior até ao topo da soldadura, em toda a espessura, o que indicia a ocorrência de um fluxo ascendente de material durante o processo de soldadura. A ocorrência deste fluxo ascendente, no lado de avanço, deu origem à formação de um defeito do tipo *hooking*, na zona de interface entre a soldadura e as chapas sobrepostas de material base. Este defeito, que consiste numa fenda em forma de gancho, é bem visível no detalhe ampliado desta zona da soldadura, que se mostra na Figura 4.2d. Na zona central da soldadura, a interface entre os dois metais base, apesar de apresentar uma tonalidade escura, não apresenta descontinuidades do tipo fenda, como se pode ver no detalhe da Figura 4.2g. Apesar de não ter sido efetuada qualquer análise de composição química, será plausível admitir que esta linha escura corresponde a uma acumulação das camadas de óxidos superficiais de ambas as chapas.

Na Figura 4.2b mostra-se a secção transversal da soldadura na zona de rebarba de grandes dimensões. Esta secção transversal apresenta uma morfologia semelhante à do início da soldadura, podendo novamente observar-se que ocorreu um fluxo ascendente do latão, no lado do avanço da soldadura. No entanto, nesta secção, é possível também observar a expulsão do cobre, sob a forma de rebarba, no lado do recuo da soldadura, assim como uma mistura não homogénea dos dois metais base, à superfície da soldadura, no lado de avanço, onde se podem ver claramente lamelas intercaladas de cobre e latão. O fluxo ascendente do latão terá cessado após um período de estabilização inicial, tal como se pode concluir por observação da secção transversal da Figura 4.2c, retirada do troço final da soldadura. Nesta imagem pode observar-se claramente o cobre e o latão, na parte superior e inferior da soldadura, respetivamente, separados por uma interface praticamente reta. No lado de avanço da soldadura pode observar-se uma pequena porção de latão, que foi arrastada no sentido ascendente, penetrando na chapa de cobre. No entanto, o fluxo ascendente deste material não terá abarcado toda a espessura da chapa superior. Um outro pormenor importante é a ausência de *hooking*, no lado de avanço, nas secções transversais representadas nas Figuras 4.2 b e 4.2c, tal como se demonstra nos detalhes representados nas Figuras 4.2e à 4.2i.

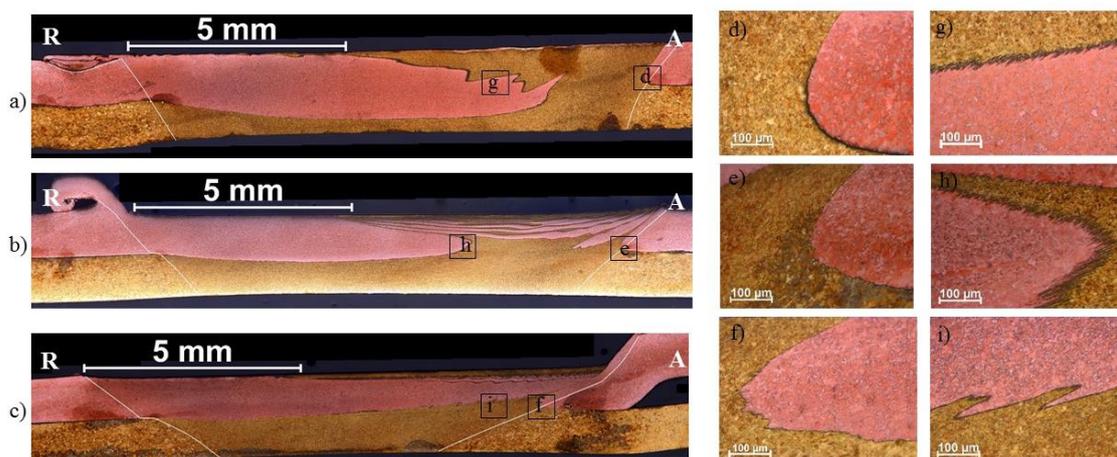


Figura 4.2. Secções transversais da soldadura Cu/CuZn.

A evolução na microestrutura e morfologia das soldaduras, retratada nas Figuras 4.1 e 4.2, pode ser atribuída a uma seleção inadequada do tempo de indentação e estabilização inicial do processo, ou seja, o tempo que decorre entre o início da indentação

do pino e o instante em que a ferramenta inicia o seu movimento de avanço linear. A escolha de um tempo de indentação/estabilização demasiado demorado fez com que a ferramenta executasse várias rotações, na mesma localização, promovendo a geração de grandes quantidades de calor. A excelente condutibilidade térmica do cobre permitiu a condução de calor para a chapa inferior, de latão, que sofreu amaciamento e dilatação devido ao aquecimento. Atendendo a que o coeficiente de dilatação do latão é cerca de 15% superior ao do cobre (ASM Internacional, 1990b), este material flui na direção ascendente sob ação da pressão exercida pela ferramenta. A acumulação de latão à superfície da junta leva mesmo à expulsão do cobre, sob a forma de rebarba, após um deslocamento da ferramenta de cerca de 80 mm. A deslocação da ferramenta para zonas mais frias das chapas, assim como a expulsão de cobre sob a forma de rebarba, conduzem a uma diminuição da temperatura na zona de ligação, e deste modo, a uma diminuição do fluxo ascendente do latão, levando a uma diminuição da quantidade de material arrastado pela ferramenta em cada revolução. A diminuição da quantidade de material movimentado pela ferramenta conduziu à diminuição dos valores do binário, na fase final da soldadura (Figura 4.1b), e ainda, à alteração da coloração da soldadura, a qual pode ser associada à ausência de quantidades significativas de latão na superfície da mesma (Figura 4.2c).

Na Figura 4.3 mostram-se os resultados dos ensaios de tração em corte efetuados em provetes das soldaduras Cu/CuZn extraídos nas localizações assinaladas na Figura 4.1a, ou seja, na zona de rebarba excessiva. Na figura comparam-se as curvas carga-deslocamento correspondentes a provetes de tração em corte, testados dos lados do avanço e do recuo, com a curva força-deslocamento de um provete homogéneo de cobre (o material de base menos resistente) (Figura 4.3a) e mostram-se mapas de distribuição da deformação nas amostras, no instante em que foi atingida a carga máxima (Figura 4.3b). Analisando os resultados apresentados pode concluir-se que o lado de avanço da soldadura apresenta resistência mecânica bastante superior à do lado do recuo, pois esta amostra sofreu rotura após deformação plástica significativa do metal base cobre. A elevada ductilidade da amostra confirma a ausência de *hooking* nesta região da soldadura. O provete do lado do recuo, apesar de apresentar resistência mecânica da mesma ordem de grandeza do limite de elasticidade do cobre, sofreu rotura em domínio elástico, junto à ZTA, o que pode ser atribuído à diminuição de espessura induzida pela formação de rebarba do lado do recuo.

De referir que, os provetes ensaiados foram extraídos da região da soldadura com rebarba excessiva devido à quantidade limitada de material disponível para ensaio. No entanto, será de esperar um desempenho mecânico superior de amostras extraídas da região final da soldadura.

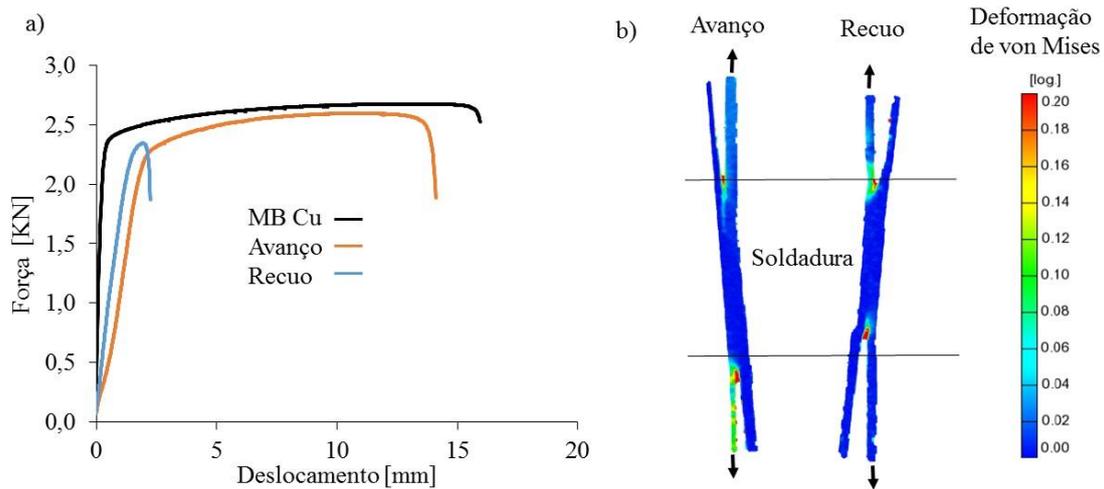


Figura 4.3. Resultados dos ensaios de tração em corte para a soldadura Cu/CuZn: a) gráficos força-deslocamento; b) mapas de distribuição de deformação.

Considerações da análise

A análise metalográfica da soldadura permitiu concluir que, para este par de materiais base, a seleção adequada do tempo de indentação da ferramenta e de estabilização do processo é essencial à obtenção de soldaduras sem defeitos e com propriedades uniformes em toda a sua extensão.

Os ensaios mecânicos permitiram concluir que será possível realizar soldaduras Cu/CuZn, com excelente desempenho mecânico, através de uma escolha adequada dos parâmetros de soldadura.

5. SOLDADURAS DISSIMILARES ALUMÍNIO/COBRE PRODUZIDAS PELA TECNOLOGIA FSW

Nas Figuras 5.1a e 5.1b comparam-se as superfícies das soldaduras Al/Cu, efetuadas com as ferramentas de pino cilíndrico (CL6) e cônico (CN8), respetivamente. Recorda-se que estas soldaduras foram realizadas usando as mesmas ferramentas e parâmetros de soldadura utilizados por Costa et al (2015a), para a ligação dissimilar de ligas de alumínio das séries 5xxx e 6xxx. De realçar ainda que neste trabalho, se optou por utilizar como metal base, uma liga de Al da série 5XXX pois, de acordo com Galvão et al. (2013), a utilização desta liga poderá conduzir à obtenção de soldaduras com menor teor de fases intermetálicas danosas para a qualidade da ligação.

Contrariamente ao reportado por Costa et al. (2015a) para a ligação dissimilar de alumínio, as soldaduras analisadas neste trabalho apresentaram defeitos superficiais significativos, tal como se pode observar na Figura 5.1. Com efeito, ambas as soldaduras representadas na figura apresentam uma região inicial bastante regular, indiciadora de uma ligação com excelente qualidade, mas defeitos importantes na parte final. A zona defeituosa apresenta, no entanto, características diferentes de acordo com a tipologia da ferramenta utilizada na sua execução, ou seja, enquanto que a soldadura efetuada com a ferramenta CN8 (Al5/Cu_CN8) apresenta uma superfície irregular com cavidades de dimensão crescente, a soldadura efetuada com a ferramenta CL6 (Al5/Cu_CL6) apresenta um rasgo longitudinal contínuo no lado do avanço. De notar que, a zona defeituosa é mais extensa para a soldadura Al5/Cu_CL6 do que para a soldadura Al5/Cu_CN8, abarcando cerca de 2/3 do seu comprimento.

Nas Figuras 5.2 e 5.3 mostram-se agora as seções transversais das soldaduras Al5/Cu_CL6 e Al5/Cu_CN8, respetivamente, nas localizações identificadas nas imagens de superfície da Figura 5.1, pelas letras a), b) e c). Analisando a Figura 5.2, onde se mostram duas seções transversais da soldadura Al5/Cu_CL6, podem observar-se os materiais base alumínio e cobre, posicionados na parte superior e inferior da soldadura, respetivamente. Em nenhuma das imagens é possível observar a presença de um *nugget* resultante do transporte/mistura dos metais base através da interface. Com efeito, a ocorrência de

mistura/interação entre os metais base restringiu-se à vizinhança da interface, numa região que não ultrapassou os 50µm de profundidade, tal como se pode observar no detalhe da Figura 5.2c. A existência desta zona de interação não foi, no entanto, suficiente para assegurar uma efetiva ligação entre os metais base. Esta soldadura sofreu rotura, por separação na região da interface, durante a operação de corte das amostras de metalografia. Por este motivo, a soldadura Al5/Cu_CL6 não foi submetida a testes de caracterização adicionais.

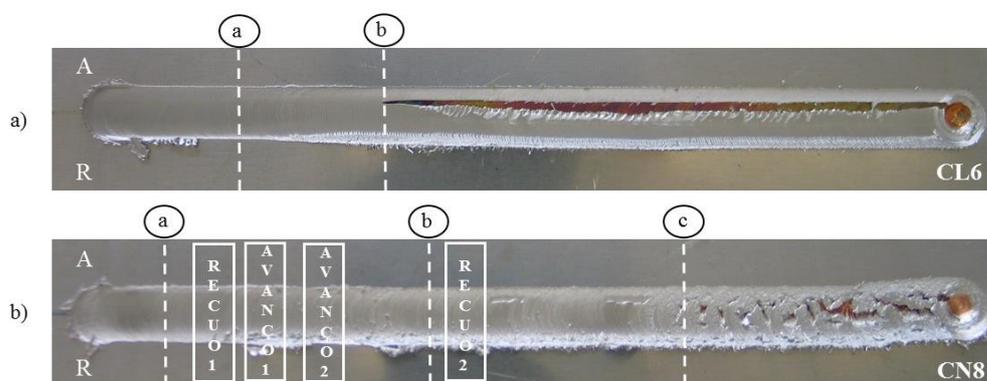


Figura 5.1. Macrografia das soldaduras alumínio-cobre realizadas pela tecnologia FSW: a) Al5/Cu realizada com a ferramenta CL6; b) Al5/Cu realizada com a ferramenta CN8.

Analisando agora a Figura 5.3, onde se mostram três secções transversais da soldadura Al5/Cu_CN8, podem observar-se semelhanças significativas com as secções transversais da soldadura Al5/Cu_CL6, ou seja, não é visível a presença de um *nugget* macroscópico passível de ser associado à existência de fluxo e mistura dos materiais base através da interface. No entanto, contrariamente ao registado para a soldadura produzida com a ferramenta CL6, esta soldadura não sofreu rotura durante o corte das amostras para metalografia, o que denota uma resistência mais elevada. A ampliação da região da interface, assinalada na secção transversal da Figura 5.3a, que se mostra na Figura 5.3d, permite ver uma zona de interação dos dois metais base, acima da interface e ainda, uma zona com cobre recristalizado, numa profundidade de cerca de 200 µm abaixo da interface. Estes resultados mostram que a extremidade do pino deformou plasticamente o cobre. A secção transversal da Figura 5.3b, permite concluir que a profundidade de atuação da ferramenta, aumentou ao longo do comprimento da soldadura, pois nesta secção a zona com cobre recristalizado abarca toda a espessura da chapa inferior. A análise SEM/EDS da região da interface

assinalada nesta secção pela letra e), que se mostra na Figura 5.4, permitiu ver uma região intercalada mista composta por cobre, alumínio, oxigénio e magnésio. A análise por difração de raios X (Figura 5.5), desta mesma região, permitiu identificar a presença dos intermetálicos Cu_9Al_4 e CuAl_2 , o que justifica os elevados valores de dureza aí registados (Figura 5.4c). De acordo com Galvão et al. (2011, 2012), a formação de intermetálicos justifica a degradação da qualidade da superfície da soldadura. A Figura 5.3c mostra que para além das cavidades superficiais, a zona final da soldadura apresenta ainda descontinuidades internas importantes.

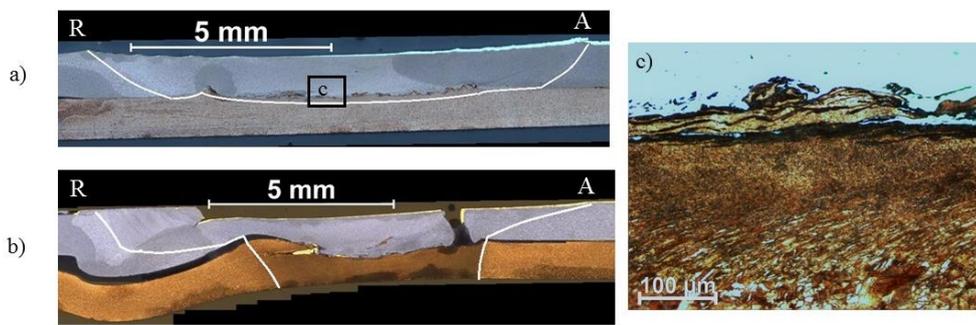


Figura 5.2. Secções transversais da soldadura Al5/Cu realizada com a ferramenta CL6.

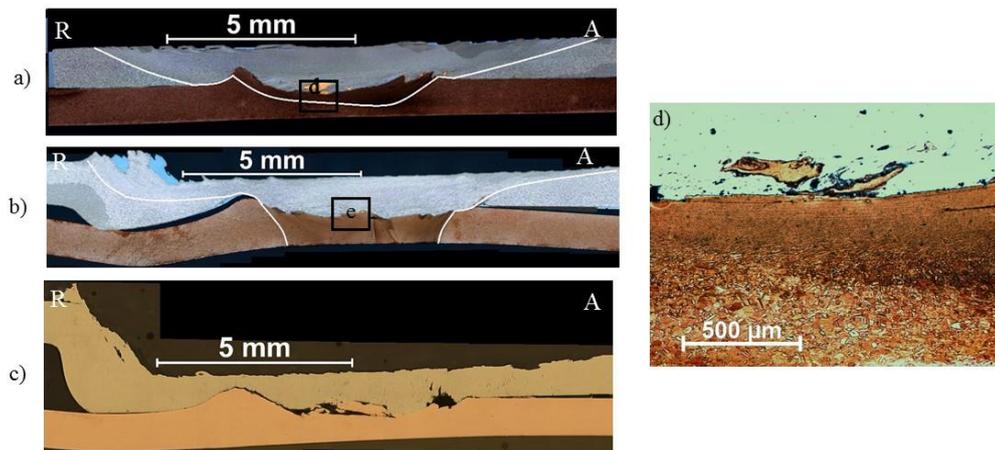


Figura 5.3. Secções transversais da soldadura Al5/Cu realizada com a ferramenta CN8.

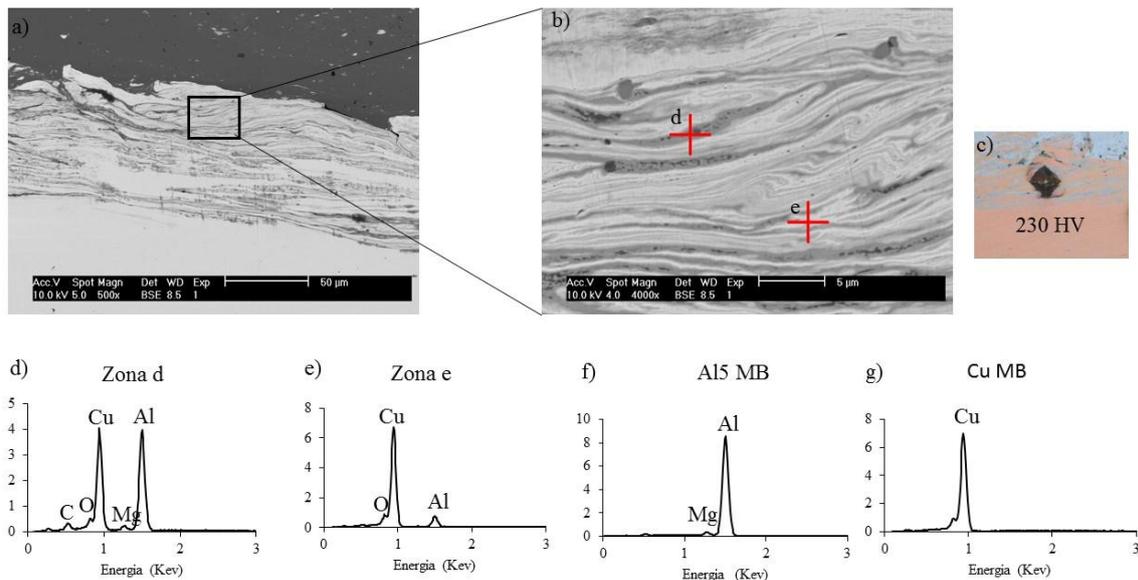


Figura 5.4. Resultados da análise SEM/EDS, à secção transversal da soldadura Al5/Cu realizada com a ferramenta CN8.

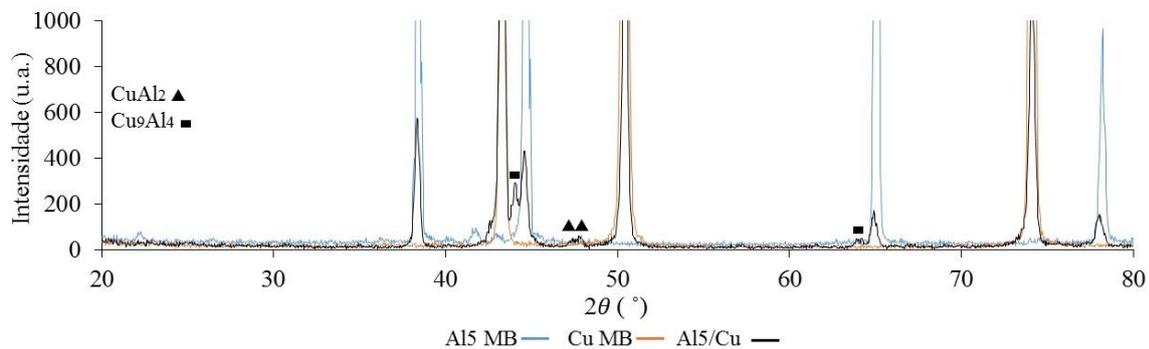


Figura 5.5. Resultados da análise da difração de raios X, na interface da soldadura Al5/Cu realizada com a ferramenta CN8.

Tal como em Galvão et al. (2012), também neste trabalho se realizou um estudo da sensibilidade do binário às condições de soldadura. Na Figura 5.6 compara-se a evolução do binário, em função do deslocamento da ferramenta, para as soldaduras realizadas com as ferramentas CL6 e CN8. Analisando a figura é possível concluir que, no início da soldadura, a evolução do binário foi semelhante para ambas as ferramentas. No entanto, enquanto para a ferramenta CL6 o valor médio do binário se manteve praticamente constante durante toda a operação de soldadura, para a ferramenta CN8, após um deslocamento de cerca de 30 mm, o binário começou a apresentar uma tendência decrescente, atingindo valores mínimos, no

final da soldadura, onde foi registada uma grande quantidade de defeitos e formação de intermetálicos. De realçar que, as diferenças reportadas para a evolução do binário das duas ferramentas, não permitiriam prever as diferenças profundas em termos da qualidade e morfologia das soldaduras registadas, quer no início da ligação, quer na região defeituosa, o que pode ser considerado como uma contraindicação à utilização do binário como parâmetro controlador da evolução das condições do processo neste tipo de junta.

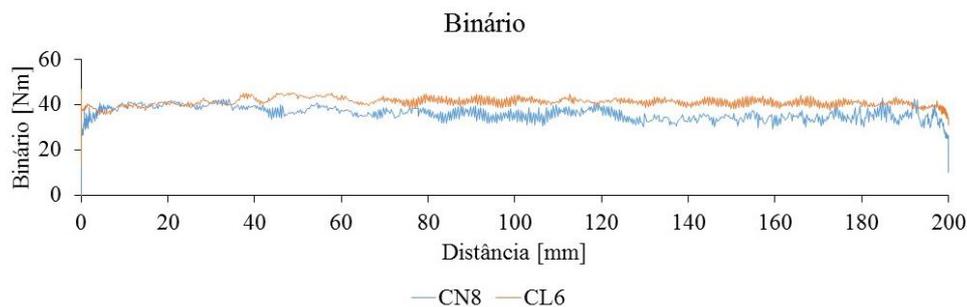


Figura 5.6. Evolução do binário da ferramenta, ao longo do cordão de soldadura, para as soldaduras Al5/Cu_CN8 e Al5/Cu_CL6.

Finalmente, na Figura 5.7 mostram-se os resultados dos ensaios de tração em corte efetuados em amostras retiradas da soldadura Al5/Cu_CN8, extraídas das localizações assinaladas na Figura 5.1b, ou seja, na região da soldadura sem defeitos superficiais importantes. No gráfico da figura são comparadas as curvas força-deslocamento, correspondentes a provetes ensaiados do lado do avanço e do recuo, com a curva força-deslocamento obtida no ensaio de tração de um provete de material base AA 5754, com a mesma largura dos provetes de soldadura. Os resultados mostram que enquanto a resistência mecânica da soldadura, no lado do avanço, é da ordem de grandeza do limite de elasticidade do alumínio, a resistência mecânica do lado do recuo é muito reduzida. As imagens com os mapas da distribuição da deformação nos provetes, no instante da carga máxima, mostram que, para ambos os tipos de amostras, a rotura ocorreu na interface entre a soldadura e o metal base, para valores de deformação bastante reduzidos.

De modo a melhor entender as diferenças de resistência entre os provetes dos lados do recuo e do avanço, as amostras ensaiadas foram submetidas a análise metalográfica. Na Figura 5.8 onde se mostram imagens das secções analisadas, é possível observar que a rotura no lado do recuo ocorreu numa região onde a chapa solicitada, ou seja, a chapa de alumínio, sofreu uma forte redução de espessura. Esta redução de espessura, que está

associada a um aumento local da espessura da chapa inferior, em cobre, indicia a ocorrência de um fluxo assimétrico dos materiais em torno da ferramenta.

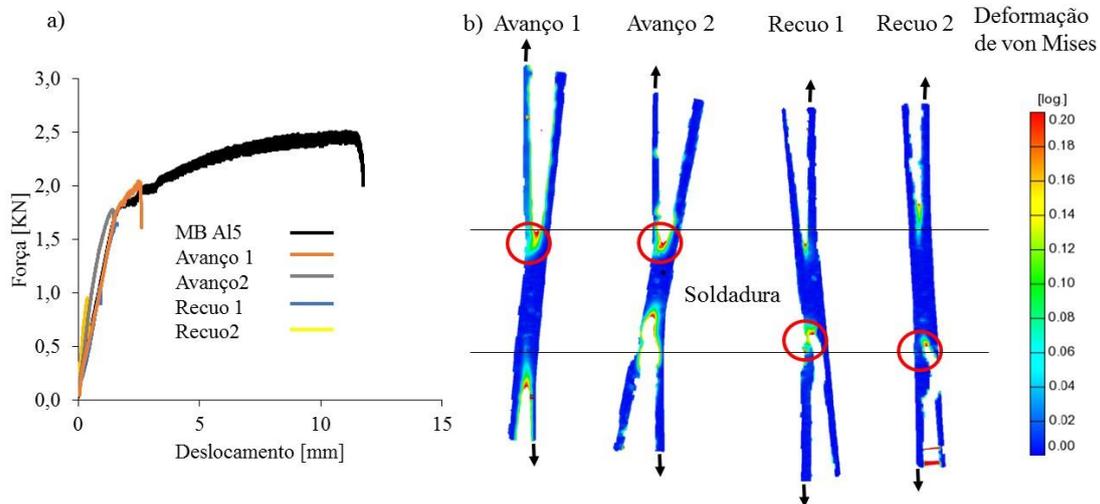


Figura 5.7. Resultados dos ensaios de tração em corte para a soldadura AL5/Cu_CN8: a) gráficos força-deslocamento; b) mapas de distribuição de deformação.

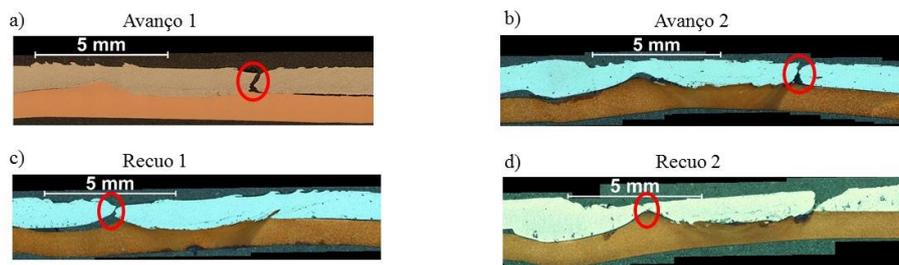


Figura 5.8. Zona de rotura dos provetes.

Considerações da análise

A soldadura efetuada com a ferramenta de pino cónico apresentou qualidade superior à realizada com a ferramenta de pino cilíndrico, o que está de acordo com os resultados obtidos por Costa et al. (2015a), para a ligação dissimilar de ligas de alumínio.

A mistura mecânica dos metais base dá origem à formação de compostos intermetálicos, que comprometem a qualidade da soldadura. Atendendo à qualidade satisfatória da soldadura AL5/Cu_CN8, no início do cordão, pode concluir-se que o efeito nefasto dos intermetálicos está associado à acumulação progressiva destes compostos na cavidade do shoulder, o que está de acordo com as conclusões de Galvão et al. (2011 e 2012), para a ligação topo-a-topo de alumínio-cobre;

A análise da evolução de binário demonstrou que este parâmetro pode não ser adequado para o controlo do processo nas presentes condições de soldadura.

6. SOLDADURAS SIMILARES EM AÇO DX51D PRODUZIDAS PELA TECNOLOGIA TAFW

Neste capítulo analisam-se as soldaduras fabricadas em aço DX51D, pelo processo *TAFW*. As condições de soldadura testadas contemplaram a utilização de 4 ferramentas (PL10, PL12, PL14 e PL16), com velocidades de rotação e de avanço de 1000 rpm e 600 mm/min, respetivamente. Para a ferramenta PL16 foram ainda testadas as velocidades de avanço de 200, 400, 800 e 1000 mm/min para a velocidade de rotação de 1000 rpm.

Na Figura 6.1 mostram-se as secções transversais das soldaduras produzidas com as diferentes ferramentas. Tal como se pode observar na figura, independentemente do diâmetro da ferramenta, nenhuma das soldaduras apresentava defeitos macroscópicos. Em todas as imagens é possível discernir uma zona afetada pelo processo, que apresenta dimensão decrescente com o decréscimo do diâmetro da ferramenta e ainda, uma linha escura no centro dessa região, alinhada com a interface original das chapas. É ainda possível observar uma acumulação de material, na extremidade de todas as soldaduras, entre as duas chapas a soldar e uma região mais escura, no topo das soldaduras, na região de contacto com o *shoulder*.

A análise química por SEM/EDS da soldadura efetuada com a ferramenta PL16 (Figura 6.2d e 6.2e) permitiu detetar a presença de Zn e Al, provenientes do revestimento do metal base, nas extremidades da soldadura, o que indica que a acumulação de material aí detetada resulta da expulsão do revestimento da interface de ligação, durante o processo de soldadura. A linha escura visível no seio das soldaduras corresponderá à presença de resíduos do revestimento galvanizado, ou outros óxidos e impurezas, que não foram expulsos da interface durante a operação de soldadura. Na Figura 6.2b e 6.2c mostram-se também os resultados da análise química da superfície da soldadura. Nesta zona, além do zinco, proveniente do revestimento do metal base, foi também detetada a presença de tungsténio resultante do desgaste da ferramenta. De notar que, não foi detetada a presença de tungsténio no seio da soldadura, o que indica que não terá ocorrido transporte de material em espessura, como acontece no processo de soldadura *FSW*.

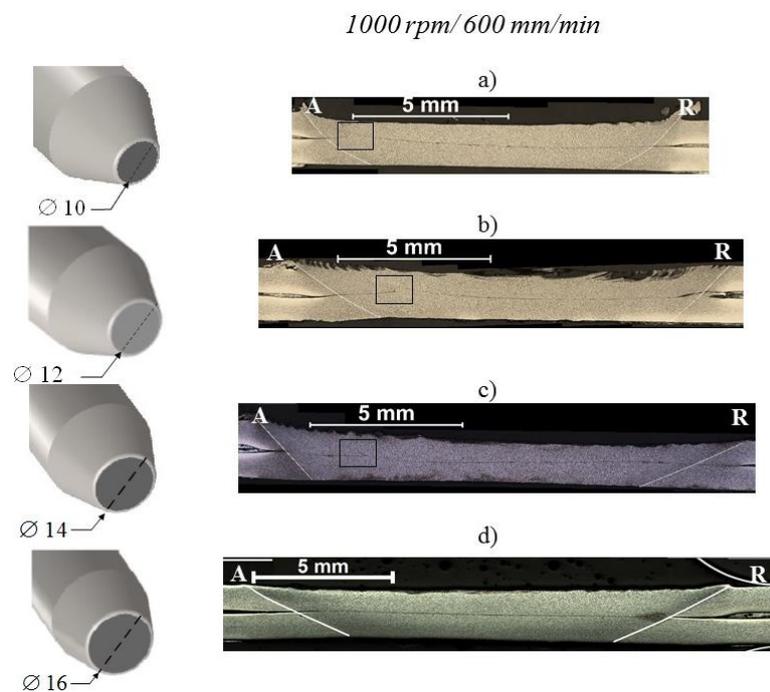


Figura 6.1. Seções transversais das soldaduras similares em aço DX51D, produzidas com uma velocidade de rotação de 1000 rpm e uma velocidade de avanço de 600 mm/min, com as ferramentas PL10, PL12, PL14 PL16.

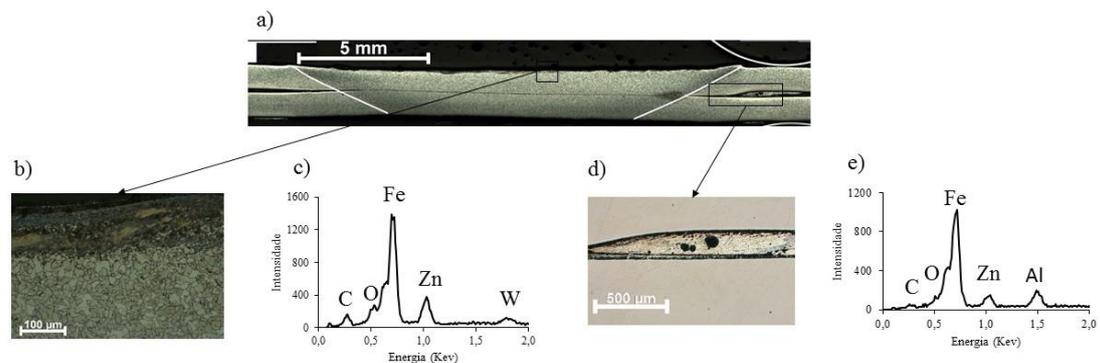


Figura 6.2. Resultados da análise EDS na superfície da soldadura em contacto com a ferramenta (b-c) e na extremidade da interface de ligação (d-e).

As extremidades das soldaduras foram ainda sujeitas a análise metalográfica detalhada, de modo a avaliar a presença de defeitos do tipo *hooking*, como os observados em soldaduras de alumínio em junta sobreposta realizadas pelo processo *FSW* (Costa et al. 2015a). Na Figura 6.3 mostram-se as micrografias das zonas assinaladas por um quadrado,

no lado do avanço das soldaduras das Figuras 6.1a, 6.1b e 6.1c. Para as soldaduras efetuadas com as ferramentas PL10 (Figura 6.3a) e PL12 (Figura 6.3b), pode observar-se a presença de uma linha escura inclinada no sentido ascendente, que facilmente pode ser confundida com a presença de *hooking*. No entanto, uma vez esta linha não corresponde à presença de uma fenda, não deverá ser classificada como tal. Poderá, no entanto, ser classificada como *kissing bond* (Ji et al. 2016). De notar ainda que, a linha com inclinação ascendente não foi detetada nas soldaduras realizadas com as ferramentas PL14 e PL16, como se pode ver na imagem Figura 6.3c, correspondente à soldadura PL14. Isto indica que, a existência de um fluxo ascendente de material da chapa inferior terá ocorrido apenas aquando da soldadura de chapas com as ferramentas de menor diâmetro.

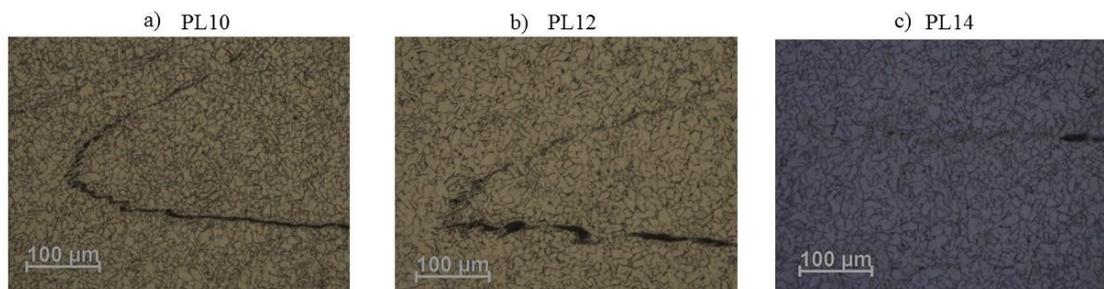


Figura 6.3. *Kissing Bond*, no lado de avanço das soldaduras realizadas com velocidade de avanço de 600 mm/min, velocidade de rotação de 1000 rpm e com as ferramentas PL10 (a), PL12 (b) e PL14 (c).

Na Figura 6.4 mostram-se agora as macrografias com as seções transversais das soldaduras efetuadas com a ferramenta PL16, para velocidades de avanço crescentes de 200 a 1000 mm/min. Na figura pode observar-se a evolução da morfologia das soldaduras com a velocidade de avanço da ferramenta, ou seja, a largura da zona afetada pelo processo diminui progressivamente com o aumento da velocidade de avanço da ferramenta. Os cordões de soldadura adquirem ainda uma configuração fortemente assimétrica com o aumento da velocidade de avanço. Todas as restantes características permanecem semelhantes às das soldaduras representadas na Figura 6.1.

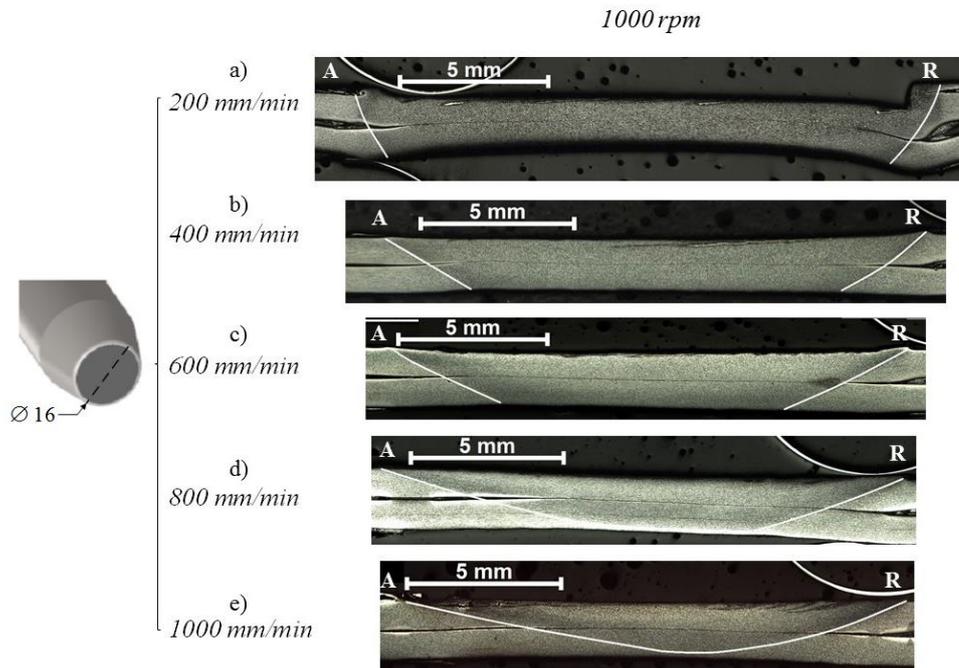


Figura 6.4. Seções transversais das soldaduras similares em DX51D, produzidas com uma velocidade de rotação de 1000 rpm e velocidades de avanço entre 200 e 1000 mm/min, com a ferramenta PL16.

Na Figura 6.5a mostra-se a evolução da largura da zona afetada pelo processo, determinada de acordo com a imagem inserida no gráfico. Pode observar-se que, a largura da zona afetada pelo processo decresce de forma linear com o aumento da velocidade de avanço e também com a redução do diâmetro da ferramenta. No entanto, pode também concluir-se que, a largura da zona afetada pelo processo varia de forma mais acentuada com o aumento da velocidade de avanço do que com a diminuição da dimensão da ferramenta. De realçar ainda que, independentemente das condições de soldadura e das alterações registadas na morfologia dos cordões, a zona afetada pelo processo abarca sempre toda a espessura das chapas superior e inferior.

Nas Figura 6.5b e 6.5c mostra-se a evolução da pressão axial exercida pelas ferramentas e do binário de soldadura, respetivamente, em função dos parâmetros do processo. As grandezas traçadas nos gráficos correspondem a valores médios da pressão axial e do binário, calculados com base nos registos periódicos fornecidos pela máquina de soldadura. A pressão axial média foi calculada dividindo a força axial média pela área do *shoulder*. Analisando a Figura 6.5b é possível concluir que a pressão axial exercida pela

ferramenta não variou significativamente com o aumento da velocidade de avanço, mas aumentou com a redução do diâmetro da ferramenta. Estes resultados permitem associar a ocorrência de um fluxo ascendente do material da chapa inferior com as ferramentas de menor diâmetro (evidenciado pelo *kissing bond* da Figura 6.3). Contrariamente à evolução da pressão axial média, o binário de soldadura aumentou sensivelmente com o aumento da velocidade de avanço da ferramenta e com o aumento do diâmetro. A evolução do binário médio com o aumento da velocidade de avanço da ferramenta pode ser explicada pela diminuição da quantidade de calor introduzido na soldadura. A diminuição da quantidade de calor introduzido na soldadura estará também na origem da diminuição da dimensão da zona afetada pelo processo, com o aumento da velocidade de avanço da ferramenta. A diminuição do binário médio com a diminuição do diâmetro da ferramenta, pode explicar-se pela redução do volume de material base arrastado pela ferramenta à superfície da soldadura.

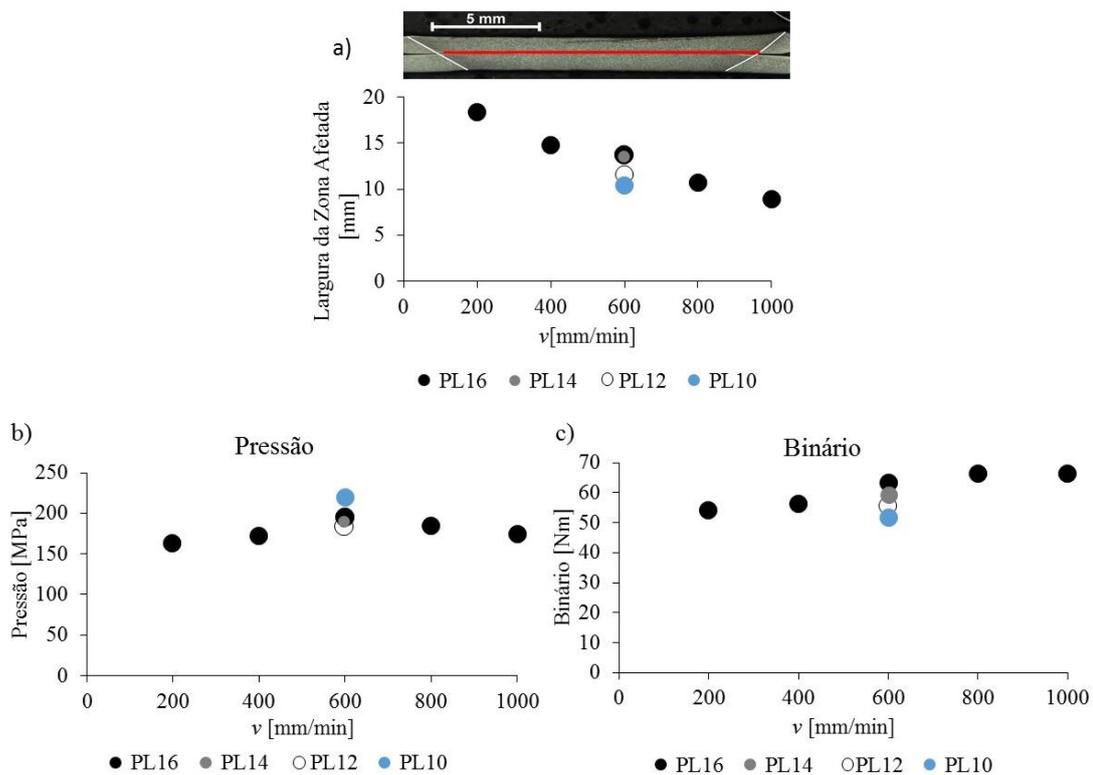


Figura 6.5. Variação da largura da zona afetado pelo processo(a), da pressão axial (b) e do binário (c), com a velocidade de avanço e tipo de ferramenta, para uma velocidade de rotação constante de 1000 rpm.

Finalmente, na Figura 6.6 mostram-se as curvas força-deslocamento obtidas nos ensaios de tração em corte de todas as soldaduras analisadas neste capítulo e ainda, as curvas força-deslocamento obtidas nos ensaios de tração de provetes homogêneos de metal base. Os resultados obtidos mostram o excelente desempenho mecânico das soldaduras, quer em termos de resistência mecânica, quer em termos de ductilidade. Com efeito, tal como demonstra o mapa de distribuição de deformação no ponto de carga máxima, inserido na figura a título de exemplo, todas as soldaduras ensaiadas sofreram rotura no metal de base, após deformação plástica significativa. Na região afetada pelo processo não foi registada deformação plástica para nenhuma das soldaduras ensaiadas, o que confirma a ausência de defeitos na ligação, ou seja, as linhas escuras detetadas na zona afetada pelo processo não correspondem a descontinuidades e/ou fendas internas. Os *kissing bond* registados na Figura 6.3, para as soldaduras PL10 e PL12, também não apresentaram qualquer influência na resistência mecânica da ligação quando solicitadas por cargas monótonas. É ainda importante realçar que não foram registadas diferenças significativas de resistência mecânica entre os lados de avanço e do recuo das soldaduras, como é vulgar ocorrer para as soldaduras em junta sobreposta realizadas pelo processo *FSW*.

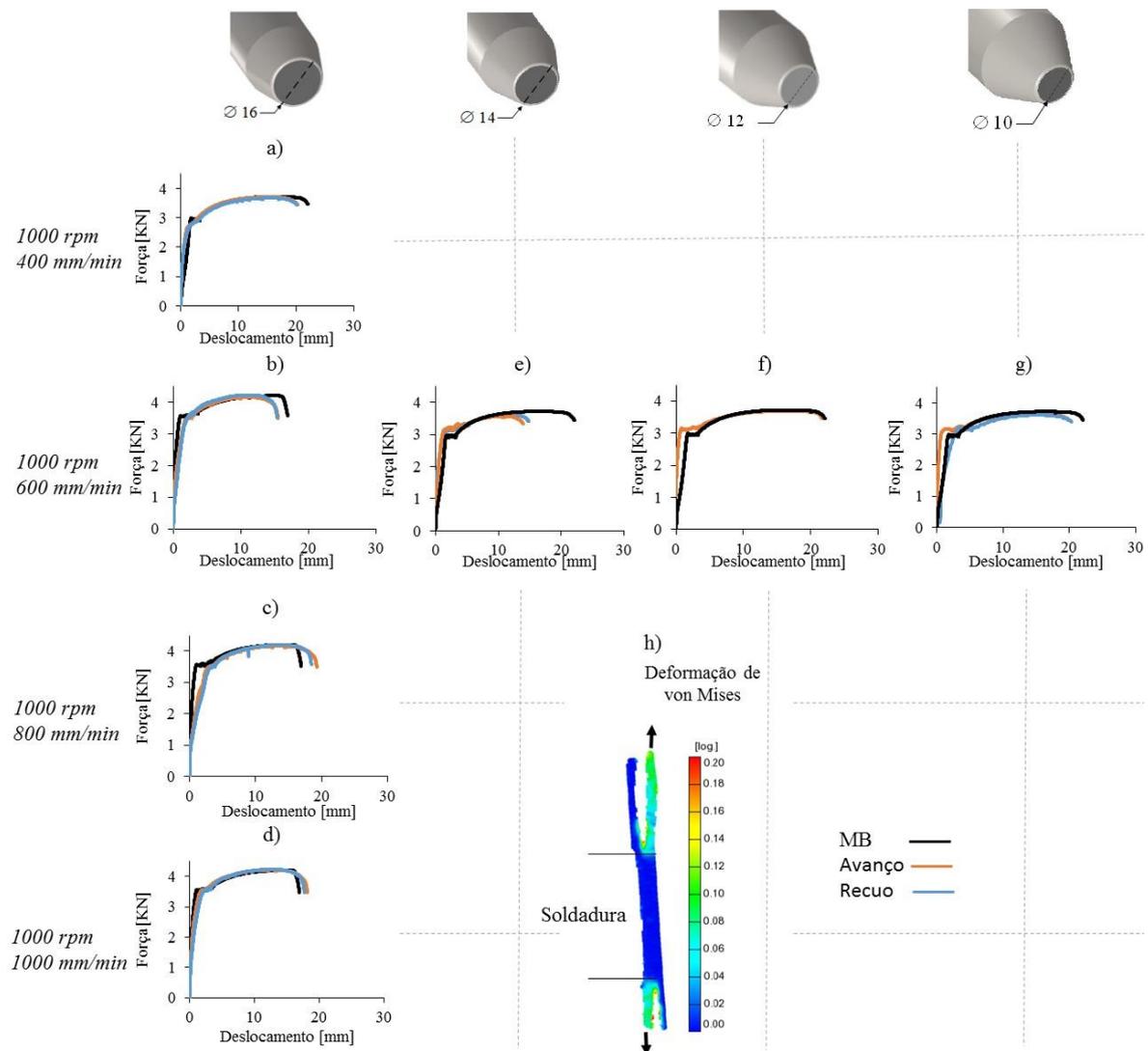


Figura 6.6. Resultados dos ensaios de tração em corte para as soldaduras em aço DX51D: a-g) gráficos força-deslocamento; h) mapa de distribuição de deformação.

Considerações da análise

A análise do conjunto das soldaduras, realizadas em aço DX51D, permitiu aferir que a ligação das chapas ocorre sem a mistura dos materiais base e que é possível obter soldaduras sem defeitos macroscópicos para os parâmetros de soldadura utilizados. Estes parâmetros mostraram ter grande influência na dimensão da zona afetada pelo processo.

Os ensaios mecânicos demonstraram a excelente resistência mecânica destas soldaduras, tendo a rotura ocorrido no material base, para todos os provetes ensaiados. Não foram observadas diferenças de resistência entre o lado de avanço e do recuo das soldaduras.

7. SOLDADURAS SIMILARES EM AÇO DC01 PRODUZIDAS PELA TECNOLOGIA TAFW

Neste capítulo analisam-se as soldaduras fabricadas em aço DC01, pelo processo TAFW. Foram testadas 3 ferramentas (PL10, PL14 e PL16) utilizando velocidades de rotação de 1000 rpm e velocidades de avanço de 600 e 1000 mm/min. Para a ferramenta PL14 foram ainda testadas as seguintes combinações de velocidade de rotação/velocidade de avanço: 1500 / 1500 e 1900 / 1900.

Na Figura 7.1 comparam-se as secções transversais das soldaduras produzidas com as diferentes ferramentas para as velocidades de avanço de 600 e 1000 mm/min. Em todas as imagens é possível discernir uma zona afetada pelo processo, que apresenta dimensão decrescente com o decréscimo do diâmetro da ferramenta e com o aumento da velocidade de avanço. A figura mostra ainda que, tal como para as soldaduras no aço DX51D, as soldaduras efetuadas no aço DC01 também apresentavam uma linha escura no centro da zona afetada pelo processo, alinhada com a interface original das chapas, e uma zona escura na região de contacto com o *shoulder*. No entanto, para este material base não foi observada qualquer acumulação de material expulso da interface de ligação, na extremidade da soldadura, entre as duas chapas a soldar, nem o *kissing bond* associado a um fluxo ascendente do material da chapa inferior. Para a velocidade de avanço de 1000 mm/min é possível observar, nas Figuras 7.1d, 7.1e e 7.1f, a presença de discontinuidades importantes, do tipo fenda, alinhadas com a interface prévia das chapas, nas soldaduras efetuadas com todas as ferramentas. Para a soldadura efetuada com a ferramenta PL16 é também visível que a região afetada pelo processo não abarca toda a espessura da chapa inferior. Atendendo à forte variação na dimensão/geometria da zona afetada pelo processo, e à presença de defeitos importantes em algumas soldaduras, não foi avaliada a evolução da largura da zona afetada pelo processo para estas soldaduras.

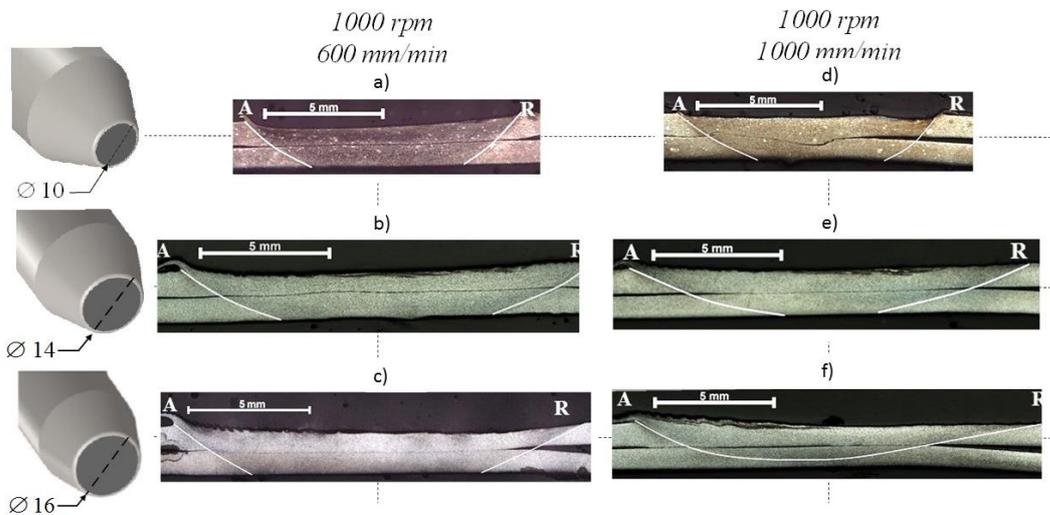


Figura 7.1. Seções transversais das soldaduras similares realizadas em aço DC01, produzidas com uma velocidade de rotação de 1000 rpm, velocidades de avanço entre 600 e 1000 mm/min e com as ferramentas PL10, PL14, PL16.

A análise química por SEM/EDS da superfície de uma soldadura efetuada com a ferramenta PL14, na região de contacto com o *shoulder*, (Figura 7.2) permitiu identificar a presença de tungsténio resultante do desgaste da ferramenta. Tal como mencionado para as soldaduras DX51D, também para as soldaduras em aço DC01 não foi detetada a presença de tungsténio no seio da soldadura, ou seja, não existem evidências de transporte de material em espessura, durante o processo de ligação, como acontece durante o processo de soldadura *FSW*.

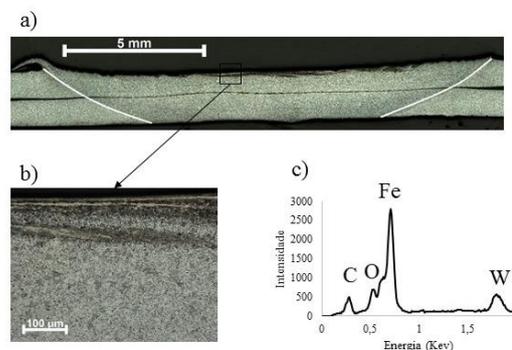


Figura 7.2. Resultados da análise EDS para as soldaduras em aço DC01, na superfície em contacto com a ferramenta.

Na Figura 7.3 mostram-se agora as macrografias com as seções transversais das soldaduras efetuadas com a ferramenta PL14, para as combinações de velocidade de avanço/velocidade de rotação 1000 /1000, 1500 /1500 e 1900 /1900. Na figura pode observar-se a evolução da morfologia das soldaduras com os parâmetros de soldadura, ou seja, pode ver-se que a zona afetada pelo processo deixa de abarcar toda a espessura da chapa inferior para combinações de velocidades de avanço/velocidade de rotação de 1500/1500 e 1900/1900. Isto acontece, apesar de se ter aumentado simultaneamente a velocidade de avanço e de rotação da ferramenta, o que indica que a geração de calor terá estabilizado para a velocidade de rotação de 1000 rpm, ou seja, ao aumentar-se a velocidade de rotação não terá aumentado a geração de calor, pelo que a quantidade de calor adicionado ao material base, por unidade de comprimento, terá decrescido com o aumento da velocidade de avanço. Contrariamente ao observado para as soldaduras em aço DX51D, as soldaduras em aço DC01 não apresentaram configuração fortemente assimétrica, em relação ao eixo da soldadura, com o aumento da velocidade de avanço. Para as soldaduras em aço DX51D, também não foi observada uma diminuição da zona afetada pelo processo, até meia espessura da chapa inferior, para a velocidade de avanço de 1000 mm/min. Estas diferenças significativas nas características das soldaduras indicam que, as condições termomecânicas desenvolvidas durante o processo de ligação são fortemente dependentes da natureza do metal base.

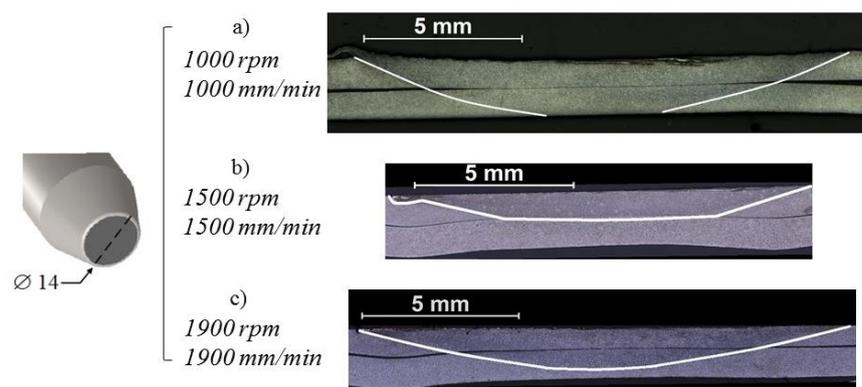


Figura 7.3. Seções transversais das soldaduras realizadas em aço DC01, com velocidades de rotação entre 1000 a 1900 rpm e velocidades de avanço entre 1000 a 1900 mm/min.

Nas Figuras 7.4a e 7.4b mostra-se a evolução da pressão axial exercida pelas ferramentas e do binário de soldadura, respetivamente, em função dos parâmetros do processo. As grandezas traçadas nos gráficos foram calculadas seguindo o procedimento explicado no capítulo anterior. Analisando a Figura 7.4a é possível concluir que a pressão axial exercida pela ferramenta não apresenta uma evolução monótona e linear com a velocidade de avanço. Tal como sucedeu com as soldaduras em aço DX51D, houve um ligeiro aumento do binário médio com o aumento da velocidade de avanço, que pode ser explicado pela diminuição da quantidade de calor introduzido na soldadura. A diminuição do binário médio com a diminuição do diâmetro da ferramenta pode, uma vez mais, explicar-se pela diminuição do volume de material base arrastado pela ferramenta à superfície da soldadura. Para as soldaduras realizadas com velocidades de rotação/avanço de 1500/1500 e 1900/1900, com a ferramenta PL14, houve um decréscimo do binário, face às restantes soldaduras realizadas com a mesma ferramenta. Como observado pela análise metalográfica a zona afetada pelo processo foi muito reduzida (ver Figura 7.3), o que sugere que a quantidade de material arrastado pela ferramenta foi menor, culminando numa redução do binário.

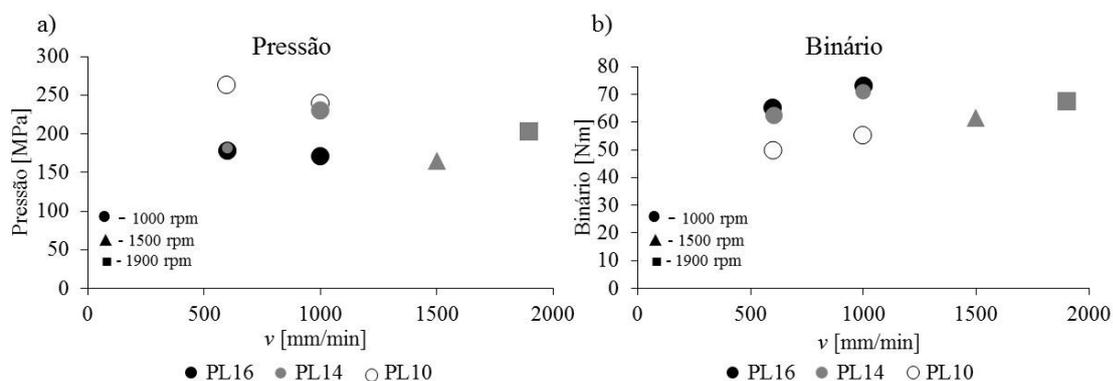


Figura 7.4. Variação da pressão axial (a) e do binário (b), com a velocidade de avanço, velocidade de rotação e tipo de ferramenta.

Finalmente, na Figura 7.5 mostram-se as curvas força-deslocamento obtidas nos ensaios de tração em corte efetuados às soldaduras DC01, produzidas com as três ferramentas e com as velocidades de avanço de 600 e 1000 mm/min. Nos mesmos gráficos são traçadas as curvas força-deslocamento obtidas no ensaio de tração de provetes homogêneos deste metal base. Tal como registado para as soldaduras em aço DX51D,

também as soldaduras em aço DC01 apresentaram excelente desempenho mecânico quando solicitadas em corte, ou seja, a generalidade das ligações apresentou resistência mecânica semelhante à do metal base e boa ductilidade. Tal como demonstra o mapa de distribuição da deformação no ponto de carga máxima, inserido na figura a título de exemplo, a maioria das soldaduras ensaiadas sofreram rotura no metal de base, após deformação plástica significativa. Na região da soldadura não foi registada deformação plástica para nenhuma das ligações ensaiadas. Mesmo para as soldaduras realizadas com a velocidade de avanço de 1000 mm/min, que apresentavam descontinuidades internas importantes, a rotura ocorreu no metal base sem que se tenha registado deformação plástica significativa na zona afetada pelo processo. A única exceção registou-se para a soldadura realizada com a ferramenta PL16, para a qual ocorreu rotura por separação da interface, para três das quatro amostras ensaiadas. De notar que também não foram registadas diferenças significativas de resistência mecânica entre os lados de avanço e do recuo das soldaduras, como é vulgar ocorrer para as soldaduras em junta sobreposta realizadas pelo processo *FSW*. Na Figura 7.5 não se mostram as curvas força-deslocamento para as soldaduras produzidas com as velocidades de avanço de 1500 e 1900 mm/min, pois estas duas ligações mostraram resistência mecânica muito reduzida, sofrendo colapso por separação das chapas através da interface de ligação, aquando do corte das amostras de metalografia.

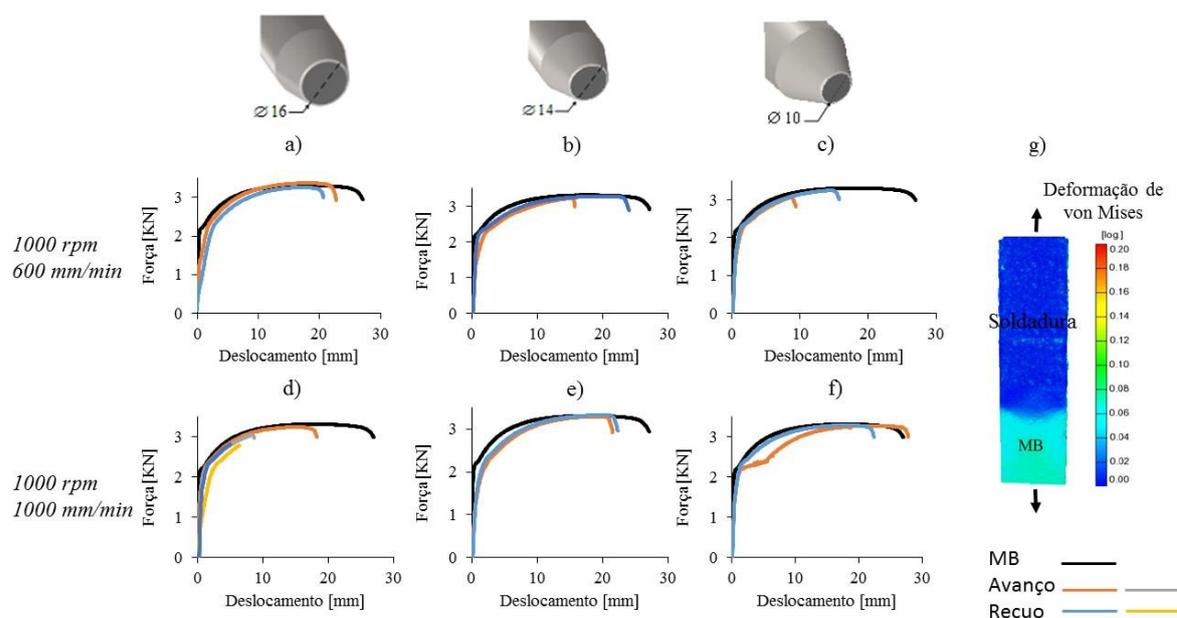


Figura 7.5. Resultados dos ensaios de tração em corte para as soldaduras em aço DC01: a-f) gráficos força-deslocamento; g) mapa de distribuição de deformação.

Considerações da análise

A análise metalográfica permitiu concluir que é possível fabricar soldaduras com qualidade para uma gama alargada de velocidades de avanço. No entanto, para velocidades superiores de 1000 mm/min a ligação deixa de ocorrer.

Para esta liga a estabilização na geração de calor acontece para valores de velocidade de rotação próximas de 1000 rpm.

Não se observaram diferenças de resistência mecânica entre o lado de avanço e de recuo da soldadura

8. SOLDADURAS DISSIMILARES ALUMÍNIO/COBRE PRODUZIDAS PELA TECNOLOGIA TAFW

Neste capítulo analisam-se as soldaduras dissimilares alumínio-cobre produzidas pelo processo TAFW. Tal como descrito no capítulo 5, as soldaduras alumínio-cobre efetuadas pela tecnologia FSW, apresentaram uma estrutura intercalada mista de alumínio e cobre, rica em compostos intermetálicos, junto à interface das chapas. Estes compostos foram apontados como os responsáveis pela falta de qualidade apresentada pelas soldaduras. De modo a evitar/minorar a formação de compostos intermetálicos, produziram-se soldaduras alumínio-cobre com recurso à tecnologia TAFW. Como neste processo as ferramentas não apresentam pino, não se promove a ocorrência de mistura (*stir*) dos metais base (Mira-Aguiar et al. 2016), durante o processo de soldadura, o que deverá contribuir para atingir esse objetivo. Tal como referido no procedimento experimental, de modo a potenciar a formação de ligações mecânicas na interface dos metais base, previamente à operação de soldadura, uma das chapas do par dissimilar foi sujeita a uma operação de texturização superficial. Os resultados que se analisam de seguida dizem respeito a soldaduras dos tipos Al6(1)/Cu(3), Al5(1)/Cu(3) e Cu(1)/Al6(3), realizadas utilizando os parâmetros descritos na Tabela 3.6 do procedimento experimental.

Na Figura 8.1a e 8.1b mostram-se imagens da superfície das soldaduras Al6(1)/Cu(3), realizadas com as ferramentas PL12 e PL14, respetivamente, velocidade de rotação de 800 rpm e velocidade de avanço de 100 mm/min. Na figura é possível ver que, apesar de a soldadura realizada com a ferramenta PL12 possuir uma rebarba do lado do avanço, nenhuma das soldaduras apresentava defeitos macroscópicos importantes, semelhantes aos reportados para as soldaduras efetuadas por FSW, para esta mesma combinação de metais base (ver Figura 5.1). Apesar disso, as ligações obtidas apresentaram resistência mecânica muito reduzida, tendo ambas as soldaduras colapsado, por rotura da interface de união, para valores de carga muito reduzidos. Nomeadamente, a soldadura realizada com a ferramenta PL12 colapsou no instante em que foi removido o sistema de fixação das chapas, ainda na máquina de soldadura e a soldadura realizada com a ferramenta PL14 colapsou durante a operação de corte e extração de amostras para metalografia. Tal

como se mostra na Figura 8.1, as superfícies de fratura, tanto das chapas superiores (Figura 8.1c e 8.1d), como das chapas inferiores (Figura 8.1e e 8.1f), apresentavam um revestimento brilhante, uniformemente distribuído sobre a superfície texturizada. É também possível observar que, o padrão da superfície texturizada da chapa inferior ficou impresso na chapa superior. Este padrão é semelhante ao inicial, o que mostra que não houve deformação plástica, na região da interface, durante a soldadura.

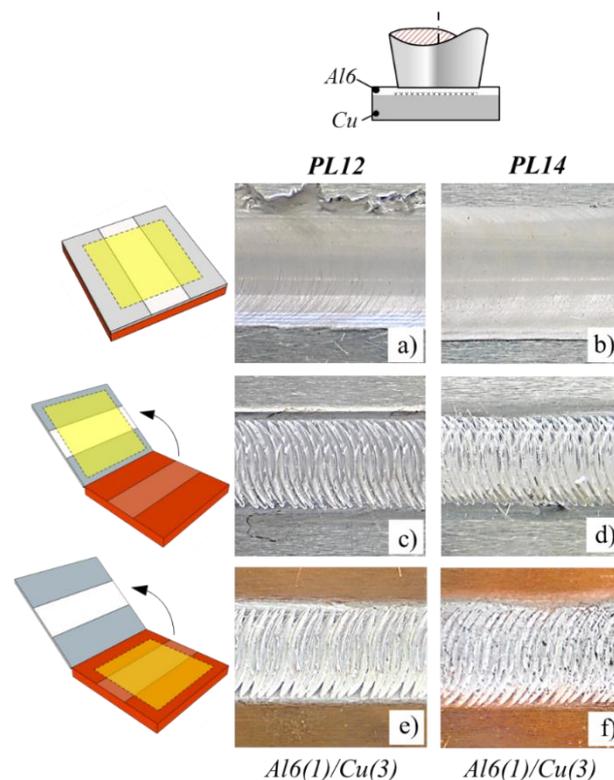


Figura 8.1. Soldaduras Al6(1)/Cu(3) realizadas com as ferramentas PL12 e PL14: a-b) superfície da soldadura; c-d) superfície de fratura da chapa superior; e-f) superfície de fratura da chapa inferior.

Na Figura 8.2 mostram-se imagens da superfície e da interface de união para as soldaduras Al5(1)/Cu(3) e Cu(1)/Al6(3), respetivamente. Mais uma vez, as superfícies das soldaduras (Figura 8.2a e 8.2b) não apresentavam defeitos superficiais importantes, tal como reportado para as soldaduras Al6(1)/Cu(3). Estas soldaduras apresentaram também resistência mecânica reduzida. A soldadura Al5(1)/Cu(3) colapsou, por separação da interface, no instante em que foi removido o sistema de fixação das chapas, ainda na máquina de soldadura e a soldadura Cu(1)/Al6(3) colapsou durante a operação de corte e extração de

amostras para metalografia. Tal como se pode observar nas Figura 8.2c a 8.2f, mais uma vez, as superfícies de fratura das chapas inferiores e superiores apresentavam um revestimento brilhante, uniformemente distribuído sobre a superfície texturizada e ainda, marcas da superfície texturizada na chapa superior. No caso da soldadura Cu(1)/Al6(3), pode ver-se que o padrão de texturização foi destruído durante a operação de ligação (Figura 8.2d e 8.2f), o que indica que ocorreu deformação plástica intensa na região da interface. Apesar disso, esta soldadura não apresentou resistência mecânica superior à da soldadura Al6(1)/Cu(3) realizada também com a ferramenta PL14. Podemos assim concluir que, nem a introdução de texturização, nem a deformação das superfícies em contacto, contribuiram para promover a ligação entre os metais base.

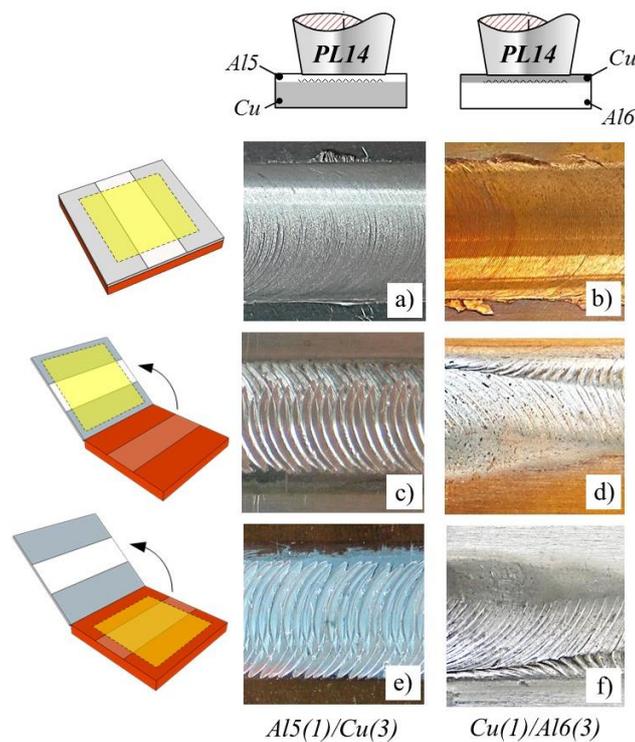


Figura 8.2. Soldaduras Al5(1)/Cu(3) e Cu(1)/Al6(3) realizadas com a ferramenta PL14: a-b) superfície da soldaduras; c-d) superfície de fratura da chapa superior; e-f) superfície de fratura da chapa inferior.

De modo a compreender a natureza do revestimento brilhante presente na superfície de fratura de todas as soldaduras, foram realizadas análises por difração de raios X às superfícies de fratura das chapas inferiores das soldaduras Al6(1)/Cu(3) (Figura 8.1f) e Cu(1)/Al6(3) (Figura 8.2d). Analisando a Figura 8.3, onde se mostram os espectros de raios

X obtidos nessas análises, é possível concluir que as superfícies de fratura de ambas as soldaduras apresentavam elevado teor de intermetálicos Cu_9Al_4 e CuAl_2 . Uma vez que, as soldaduras colapsaram para valores de carga muito reduzidos, poder-se-á concluir que a formação de uma camada contínua de intermetálicos não contribuiu para a ligação dos metais base, tal como defendido por Genevois et al. (2011). Comparando a qualidade das soldaduras alumínio-cobre, obtidas por TAFW, com a qualidade das soldaduras em aço obtidas pelo mesmo processo, poder-se-á mesmo concluir que a formação de intermetálicos na região da soldadura terá contribuído para deteriorar a qualidade da ligação.

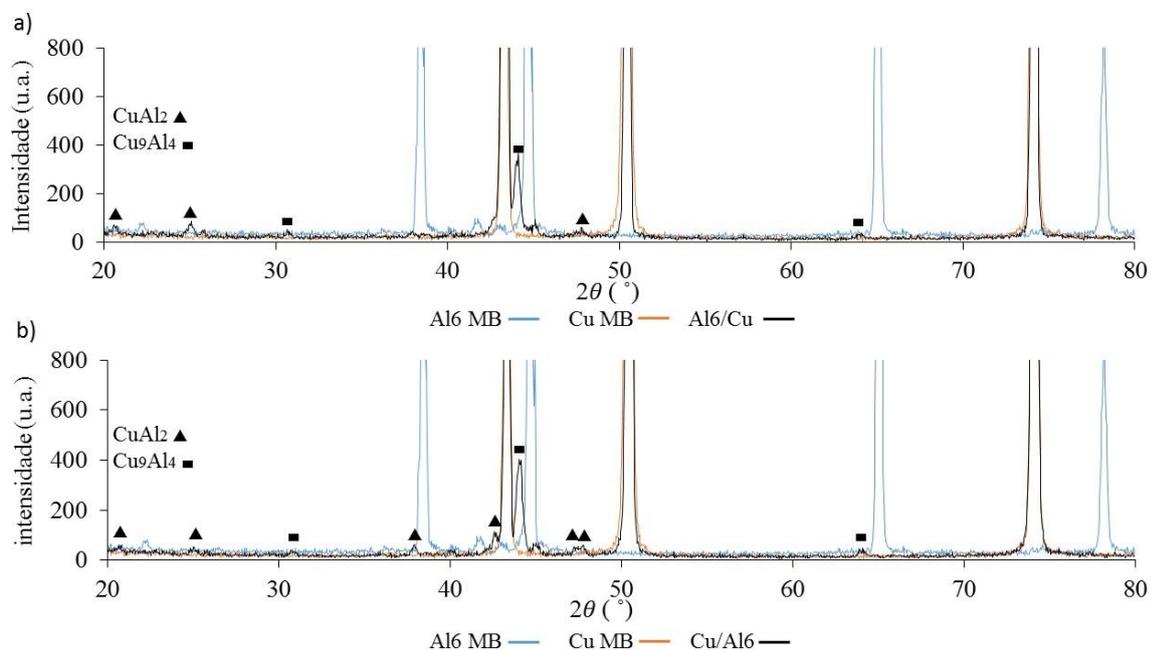


Figura 8.3. Resultados da análise da difração de raios X, à superfície de fratura das soldaduras Al6/Cu e Cu/Al6.

Analisando agora os resultados do binário e da pressão axial, representados na Figura 8.4, para as soldaduras em que a chapa de alumínio foi posicionada na parte superior da junta, em contacto com a ferramenta, pode concluir-se que o binário de soldadura não sofreu alterações significativas em função das condições do processo. Só a pressão axial apresentou um valor inferior, para a soldadura Al6(1)/Cu(3), realizada com a ferramenta PL14. Os valores de pressão axial mais elevados para as soldaduras Al5(1)/Cu(3) e Al6(1)/Cu(3)_PL12 podem ser atribuídos à maior resistência mecânica, a quente, da liga AA5754, relativamente à liga AA6082 (Leitão et al. 2012a) e ao menor diâmetro da

ferramenta, no caso da soldadura Al6(1)/Cu(3), efetuada com a ferramenta PL12. Para a soldadura Cu(1)/Al6(3) foram registados os maiores valores do binário e de pressão, devido à reduzida velocidade de rotação e conseqüente diminuição no calor introduzido na soldadura. De notar que apesar das diferenças em termos de pressão axial e binário, os resultados da operação de soldadura foram semelhantes independentemente das condições testadas.

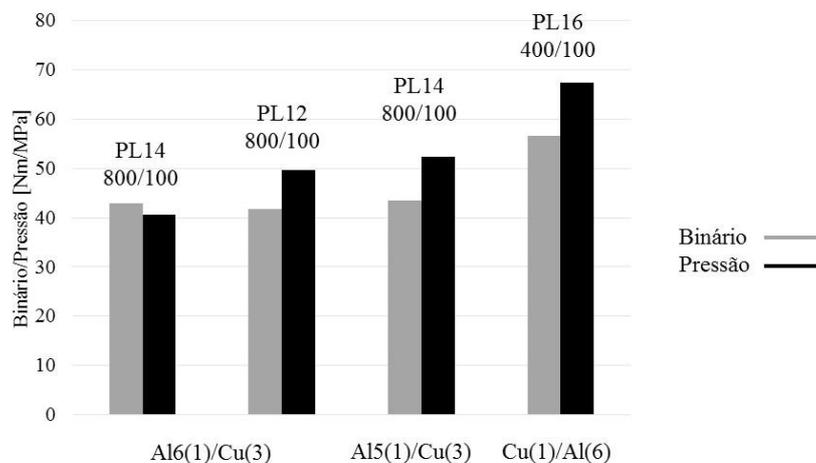


Figura 8.4. Variação da pressão axial e binário com os parâmetros de soldadura.

Considerações da análise

A análise das soldaduras dissimilares alumínio cobre, realizadas pela tecnologia TAFW, permitiu concluir que a formação de compostos intermetálicos contribui para a deterioração da qualidade da ligação.

A texturização em uma das superfícies da interface de ligação, também não contribui para promover a ligação entre os materiais base.

A soldadura realizada com a ferramenta de menor diâmetro, PL12, e a soldadura realizada com o Al5(1), foram as que conduziram à formação das ligações com menor resistência mecânica.

9. CONCLUSÕES

Neste trabalho foi demonstrada a importância da afinidade química, entre os materiais a soldar, na qualidade da ligação. Com efeito, a combinação do alumínio com o cobre levou à obtenção de soldaduras com má qualidade, devido à formação de compostos intermetálicos de natureza frágil. Pelo contrário, a ligação de metais base com composição química igual ou semelhante, como a soldadura dissimilar Cu/CuZn e as soldaduras similares nos aços DX51D e DC01, permitiu a obtenção de soldaduras sem a presença de defeitos e com boas propriedades mecânicas.

A presença dos compostos intermetálicos Cu_9Al_4 e CuAl_2 nas soldaduras alumínio-cobre foi registada, quer para as soldaduras realizadas pelo processo FSW, quer para as soldaduras obtidas pelo processo *TAFW*. O facto de a formação de intermetálicos ter sido registada com a utilização de ferramentas sem pino, utilizadas com o intuito de evitar a mistura mecânica (*stir*) dos materiais base, confirma a reduzida soldabilidade desta combinação de metais base.

Para a soldadura Cu/CuZn conclui-se ainda que a otimização do tempo de espera, entre o momento da indentação do pino da ferramenta e o instante em que se inicia o movimento de avanço, é crucial à obtenção de soldaduras sem defeitos e com propriedades uniformes, em toda a sua extensão. Os resultados obtidos indicam que otimizando os parâmetros de soldadura, a combinação destes dois materiais base permitirá a obtenção de soldaduras com muito boa resistência mecânica.

Finalmente, observou-se que as soldaduras em aço DX51D e aço DC01, produzidas pelo processo *TAFW*, apresentam boas propriedades mecânicas para uma gama muito alargada de condições de soldadura. Os resultados apresentados mostram que é possível obter soldaduras com boa qualidade, para velocidades de avanço muito elevadas, indicando que a taxa de produtividade deste processo, na ligação de chapas finas em aço, poderá ser muito superior à do processo FSW. As soldaduras obtidas por *TAFW* apresentam também uniformidade de propriedades dos lados de avanço e de recuo, o que constitui mais uma vantagem deste tipo de ligação em relação às soldaduras produzidas por *FSW*.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Akbari, M., Abdi Behnagh, R. & Dadvand, A., 2012. Effect of materials position on friction stir lap welding of Al to Cu. *Science and Technology of Welding and Joining*, 17(7), pp.581–588.
- Bisadi, H., Tavakoli, A., Sangsaraki, M.T. & Sangsara, K.T., 2013. The influences of rotational and welding speeds on microstructures and mechanical properties of friction stir welded Al5083 and commercially pure copper sheets lap joints. *Materials and Design*, 43, pp.80–88.
- Cederqvist, L. & Reynolds, A.P., 2001. Factors Affecting the Properties of Friction Stir Welded Aluminum Lap Joints. *Welding Journal*, 80(12), pp.281–287.
- Chen, Y.C. & Nakata, K., 2008. Effect of the 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: Physical Metallurgy and Materials Science*, 39(8), pp.1985–1992.
- Chen, Z.W. & Yazdaniyan, S., 2012. Friction Stir Lap Welding : material flow , joint structure and strength. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 55(2), pp.629–637.
- Costa, M.I., Verdera, D., Leitão, C. & Rodrigues, D.M., 2015a. Dissimilar friction stir lap welding of AA 5754-H22/AA 6082-T6 aluminium alloys: Influence of material properties and tool geometry on weld strength. *Materials and Design*, 87, pp.721–731.
- Costa, M.I., Verdera, D., Costa, J.D., Leitão, C. & Rodrigues, D.M., 2015b. Influence of pin geometry and process parameters on friction stir lap welding of AA5754-H22 thin sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 225, pp.385–392.
- CuproBrazo Alliance. The Cuprobrazo Advantage. Acedido em 10 de Julho de 2016, em <http://cuprobrazo.com/overview/the-cuprobrazo-advantage/>.
- Erdem, M., 2014. Investigation of structure and mechanical properties of copper-brass plates joined by friction stir welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, pp.1583–1592.
- Galvão, I., Oliveira, J.C., Loureiro, A. & Rodrigues, D.M., 2011. Formation and distribution

- of brittle structures in friction stir welding of aluminium and copper: Influence of process parameters. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16, pp.681-689.
- Galvão, I., Leitão, C., Loureiro, A. & Rodrigues, D.M., 2012. Study of the welding conditions during similar and dissimilar aluminium and copper welding based on torque sensitivity analysis. *Materials and Design*, 42, pp.259-264.
- Galvão, I., Verdera, D., Gesto, D., Loureiro, A. & Rodrigues, D.M., 2013. Influence of aluminium alloy type on dissimilar friction stir lap welding of aluminium to copper. *Journal of Materials Processing Technology*, 213, pp.1920-1928.
- Genevois, C., Girard, M., Huneau, B., Sauvage, X. & Racineux, G., 2011. Interfacial Reaction during Friction Stir Welding of Al and Cu. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42, pp.2290-2295.
- Gibson, B.T., Lammlein, D.H., Prater, T.J., Longhurst, W.R., Cox, C.D. & Ballun, M.C., Dharmaraj, K.J., Cook, G.E. & Strauss, A.M., 2014. Friction stir welding: Process, automation, and control. *Journal of Manufacturing Processes*, 16, pp.56-73.
- Gulenc, B., 2008. Investigation of interface properties and weldability of aluminum and copper plates by explosive welding method. *Materials and Design*, 29, pp.275-278.
- Handbook, A. S. M. (1990a). Properties and selection: irons, steels, and high performance alloys. ASM international, 1.
- Handbook, A. S. M. (1990b). Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, 2.
- Ji, S.D., Meng, X.C., Ma, L. & Gao, S.S., 2016. Effect of groove distribution in shoulder on formation, macrostructures, and mechanical properties of pinless friction stir welding of 6061-O aluminum alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, (37).
- Leitão, C., Louro, R. & Rodrigues, D.M., 2012a. Analysis of high temperature plastic behaviour and its relation with weldability in friction stir welding for aluminium alloys AA5083-H111 and AA6082-T6. *Materials and Design*, 37, pp.402-409.
- Leitão, C., Galvão, I., Leal, R.M. & Rodrigues, D.M., 2012b. Determination of local constitutive properties of aluminium friction stir welds using digital image correlation. *Materials & Design*, 33, pp 69-74.
- Leitão, C., Louro, R. & Rodrigues, D.M., 2012c. Using torque sensitivity analysis in accessing Friction Stir Welding/Processing conditions. *Journal of Materials*

- Processing Technology*, 212, pp.2051–2057.
- Leitão, C., Costa, M.I., Khanijomdi, K. & Rodrigues, D.M., 2013a. Assessing strength and local plastic behaviour of welds by shear testing. *Materials & Design*, 51, pp 968-974.
- Leitão, C., 2013b. Influence of Base Material Plastic Properties and Process. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica na especialidade de Tecnologia da Produção.
- Mehta, K.P. & Badheka, V.J., 2016. A Review on Dissimilar Friction Stir Welding of Copper to Aluminum: Process, Properties, and Variants. *Materials and Manufacturing Processes*, 31(3), pp.233–254.
- Meran, C., 2006. The joint properties of brass plates by friction stir welding. *Materials and Design*, 27(9), pp.719–726.
- Mira-Aguiar, T., M., Verdera, D., Leitão, C. & Rodrigues, D.M., 2016. Tool assisted friction welding: a FSW related technique for the linear lap welding of very thin steel plates. *Journal of Materials Processing technology*.
- Mishra, R.S. & Ma, Z.Y., 2005. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 50(1-2), pp.1–78.
- Moghaddam, M.S., Parvizi, R. & Haddad-Sabzevar, M., 2011. Microstructural and mechanical properties of friction stir welded Cu-30Zn brass alloy at various feed speeds: Influence of stir bands. *Materials and Design*, 32, pp.2749–2755.
- Rai, R., De, A., Bhadeshia, H.K.D.H. & DeRoy, T., 2011. Review: friction stir welding tools. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(4), pp.325–342.
- Rodrigues, D.M., Mira-Aguiar, T., Costa, M.I., & Leitão, C., 2015. Friction Stir Welding of Very Thin Steel Plates. The 4TH International Conference On Scientific and Technical Advances On Friction Stir Welding & Processing 2015, pp.120-123.
- Salari, E. Jahazi, M., Khodabandeh, A. & Ghasemi-Nanesa, H. 2014. Influence of tool geometry and rotational speed on mechanical properties and defect formation in friction stir lap welded 5456 aluminum alloy sheets. *Materials and Design*, 58, pp.381–389.
- Sun, Y.F. & Fujii, H., 2010. Investigation of the welding parameter dependent microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper. *Materials Science and Engineering A*, 527(26), pp.6879–6886.
- Sun, Y.F., Xu, N. & Fujii, H., 2014. The microstructure and mechanical properties of friction stir welded Cu-30Zn brass alloys. *Materials Science and Engineering A*, 589, pp.228–234.

Threadgill, P.L., Leonard, A.J., Shercliff, H.R. & Withers, P.J., 2009. Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 54(2), pp.49–93.

Xue, P., Xiao, B.L., Wang, D. & Ma, Z.Y., 2011. Achieving high property friction stir welded aluminium/copper lap joint at low heat input. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(8), pp.657–661.

Zhang, G.F. Su, W., Zhang, J., Wei, Z.X., 2010. Effects of shoulder on interfacial bonding during friction stir lap welding of aluminum thin sheets using tool without pin. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 20, pp.2223–2228.