

CARACTERIZAÇÃO DE SOLDADURAS Al/Cu POR FRICÇÃO LINEAR

Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia Mecânica

Júri

Presidente: Professora Doutora Marta Oliveira

Orientador: Professor Doutor Altino Loureiro

Vogal: Professora Doutora Dulce Rodrigues

Julho, 2009

CARACTERIZAÇÃO DE SOLDADURAS Al/Cu POR FRICÇÃO LINEAR

Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia Mecânica

Julho, 2009

AGRADECIMENTOS

Gostaria de exprimir algumas palavras de apreço e expressar o meu profundo agradecimento a todos os que com o seu apoio, colaboração e amizade tornaram possível a realização deste estudo.

Ao Senhor Professor Doutor Altino Loureiro, pretendo testemunhar a minha gratidão pelo apoio científico, permanente disponibilidade na orientação, reflexão e elucidação de questões que a investigação foi suscitando e reconhecer o privilégio de ser seu orientando.

À Senhora Professora Doutora Dulce Rodrigues, um profundo agradecimento pela partilha do seu saber, oportunas sugestões e comentários incisivos que constituíram uma mais valia para a pesquisa.

Ao Engenheiro Carlos Leitão, o meu grande apreço pela pronta disponibilidade em repartir comigo os seus conhecimentos, especial apoio nos momentos de maior dificuldade, presença constante para esclarecimento de dúvidas e por acreditar que era possível.

Ao Engenheiro Rui Leal, o meu sincero obrigado pelo envolvimento no desenvolvimento da investigação, partilha de conhecimentos e disponibilização de informação útil.

Às Senhoras Doutoras Paula Piedade e Nataliya Sakharova agradeço o empenho e preciosa ajuda na obtenção de informação relevante para a investigação.

Ao Engenheiro Zé Carlos o meu reconhecimento pelo companheirismo, disponibilidade e palavras de incentivo.

Aos elementos do Grupo de Tecnologia um sincero obrigado pela forma como me acolheram, atenção, tolerância e apoio dispensados.

Aos colegas de Mestrado agradeço os momentos de entreajuda e boa disposição.

Aos meus pais um reconhecimento especial pelo apoio incondicional e total compreensão mesmo nos momentos de alguma impaciência.

Aos meus avós e bisavó agradeço o seu carinho, estímulo e palavras amigas.

RESUMO

O Processo de Soldadura por Fricção Linear é uma tecnologia emergente de ligação de materiais no estado sólido cujo desenvolvimento tem sido impulsionado pelas mais recentes preocupações ambientais e energéticas. A sua grande atractividade é motivada por oferecer a possibilidade de ligar com sucesso materiais similares ou dissimilares, muito dos quais considerados não soldáveis ou de difícil soldabilidade pelos processos de soldadura por fusão. Porém, a soldadura de Alumínio a Cobre por Fricção Linear não é ainda compreendida na sua plenitude.

Com este estudo pretendeu-se proceder à caracterização de soldaduras heterogéneas por Fricção Linear de chapas de 1mm de espessura de Alumínio 5083 H111 a Cobre Cu DHP. Analisaram-se as propriedades morfológicas, microestruturais, mecânicas e químicas de diferentes soldaduras em função das condições seleccionadas para a sua execução.

A geometria da ferramenta e a carga axial aplicada durante o processo de soldadura mostraram desempenhar um papel de destaque na qualidade das soldaduras obtidas, nomeadamente na continuidade da ligação dos dois metais.

A presença de estruturas intercaladas/mistas na região do *Nugget* foi uma das mais importantes observações microestruturais realizadas. Na generalidade observou-se que maiores razões *Velocidade de rotação/Velocidade de avanço* da ferramenta e consequentemente maiores quantidades de calor adicionado à soldadura propiciam a formação das referidas estruturas intercaladas/mistas. Na maioria das soldaduras realizadas com o Cobre do lado do avanço, estas estruturas apresentaram valores de dureza extremamente elevados e incidência de fissuração, o que comprovou tratarem-se de regiões muito duras e frágeis. No caso das soldaduras realizadas com o Alumínio do lado do avanço obtiveram-se estruturas de muito menores dureza e fragilidade.

A fragilidade das estruturas mencionadas levou aparentemente ao fraco comportamento à tracção da generalidade das soldaduras. Todavia, foram as ligações realizadas com o Alumínio do lado do avanço as que apresentaram maior resistência quando comparadas com soldaduras efectuadas nas mesmas condições mas com o Cobre do lado do avanço.

As propriedades morfológicas e mecânicas e a composição química das regiões intercaladas/mistas das soldaduras estudadas levam a crer da existência, em algumas soldaduras, de fases intermetálicas como CuAl_2 , Cu_9Al_4 , CuAl e $\alpha\text{-Al/CuAl}_2$.

PALAVRAS-CHAVE

Soldadura por Fricção Linear, Alumínio, Cobre, Estruturas intercaladas/mistas, Fases intermetálicas.

ABSTRACT

The Friction Stir Welding Process is an emerging solid-state joining technology and its development has been stimulated by the latest energy and environmental concerns. The high attractiveness of this technology is driven by offering the possibility to join with success similar or dissimilar materials, most of them considered not or hardly weldable by the fusion processes. However the Aluminium to Copper welding is not fully understood yet.

The current study characterizes heterogeneous Friction Stir welds of 1mm thick Aluminium 5083 H111 to Copper Cu DHP plates. The morphological, microstructural, mechanical and chemical properties of the different joints were studied based on the selected welding conditions.

The tool geometry and the axial load applied during the welding process showed to play an important role in the quality of the welds, particularly in the joint continuity.

The presence of intercalated/mixed structures in the *Nugget Zone* was one of the most important microstructural observations. In general it was observed that high tool *Rotational Speed to Welding Speed* ratios and consequently large heat inputs provide the creation of intercalated/mixed structures. In most of the welds done with the Copper in the advancing side these structures presented extremely high hardness values and cracking incidence, promoting the brittleness of the welds. In the welds obtained with the Aluminium alloy in the advancing side the intercalated/mixed structures showed much lower hardness and brittleness.

The brittleness of the intercalated/mixed structures led to poor tensile performance of the welds. Nevertheless, the welds obtained with the Aluminium alloy in the advancing side showed a better strength than the welds done under the same conditions but with the Copper in the advancing side.

The mechanical, morphological and chemical properties of the intercalated/mixed structures make us to believe in the presence, in some welds, of intermetallic phases such as CuAl_2 , Cu_9Al_4 , CuAl e $\alpha\text{-Al}/\text{CuAl}_2$.

KEY-WORDS

Friction Stir Welding, Aluminium, Copper, Intercalated/mixed structures, Intermetallic phases.

ÍNDICE GERAL

INTRODUÇÃO	1
PARTE I - ESTADO DA ARTE	3
1 - PROCESSO DE SOLDADURA POR FRICÇÃO LINEAR	3
1.1 - VANTAGENS E LIMITAÇÕES	5
1.2 - FACTORES DETERMINANTES	7
1.3 - ZONAS MICROESTRUTURAIS	10
1.4 - APLICAÇÃO À LIGAÇÃO DE ALUMÍNIO A COBRE	12
PARTE II - ESTUDO EXPERIMENTAL	16
1 - MATERIAIS E EQUIPAMENTOS	16
1.1 - MATERIAIS DE BASE	16
1.2 - EQUIPAMENTOS	17
2 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	18
2.1 - SOLDADURAS	18
2.2 - ANÁLISE MICROESTRUTURAL	19
2.3 - MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE TRANSMISSÃO (TEM)	19
2.4 - AVALIAÇÃO DE DUREZA	20
2.5 - ENSAIOS DE DOBRAGEM	20
2.6 - ENSAIOS DE TRACÇÃO	20
2.7 - ANÁLISE QUÍMICA	20
3 - APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	21
3.1 - ANÁLISE MORFOLÓGICA	21
3.2 - ANÁLISE MICROESTRUTURAL	24
3.2.1 - Estruturas Intercaladas/Mistas	24
3.2.2 - Zonas Microestruturais Características/Fluxo de Material	31
3.3 - PROPRIEDADES MECÂNICAS	36
3.3.1 - Dureza	36
3.3.2 - Dobragem/Tracção	43
3.4 - ANÁLISE QUÍMICA	48
4 - CONCLUSÕES	56
5 - PRESPECTIVAS DE TRABALHO FUTURO	57
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	58

ÍNDICE DE QUADROS

Quadro 1 - Composição química da liga AA 5083.	16
Quadro 2 - Composição química do Cobre DHP.	16
Quadro 3 - Caracterização das ferramentas <i>PE_R</i> , <i>CL_L</i> e <i>PL_L</i> , em função da geometria, diâmetro e concavidade da base e geometria, diâmetro e comprimento do pino.	18
Quadro 4 - Parâmetros/condições de execução das soldaduras em estudo.	19
Quadro 5 - Tensão convencional de rotura e deformação em situação de carga máxima dos provetes sujeitos a tracção.	47
Quadro 6 - Composição química quantitativa elementar (% at., % w) de zonas localizadas da região intercalada e do <i>Nugget</i> da soldadura <i>PE_R-750_16_P_Cu</i>	50
Quadro 7 - Propriedades químicas, morfológicas e mecânicas de fases intermetálicas de Alumínio e Cobre.	50
Quadro 8 – Dureza das fases intermetálicas de Alumínio e Cobre.	51
Quadro 9 - Estimativa das fases Al-Cu com base na composição química elementar (% at., % w) de zonas localizadas da região intercalada e do <i>Nugget</i> da soldadura <i>PE_R-750_16_P_Cu</i>	51
Quadro 10 - Composição química elementar (% at., % w) de zonas localizadas do <i>Nugget</i> /região intercalada da soldadura <i>CL_L-1000_25_C_Al</i>	54

ÍNDICE DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Curvas <i>Carga Axial vs Deslocamento da Ferramenta</i> características da realização das soldaduras <i>PL_L-750_16_P_Cu</i> , <i>PE_R-750_16_P_Cu</i> , <i>CL_L-750_16_C_Cu</i>	22
Gráfico 2 - Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura <i>CL_L-750_16_C_Cu</i>	40
Gráfico 3 - Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura <i>CL_L-1000_16_C_Cu</i>	41
Gráfico 4 - Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura <i>CL_L-1000_25_C_Cu</i>	41
Gráfico 5 - Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura <i>CL_L-750_16_C_Al</i>	41
Gráfico 6 - Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura <i>CL_L-1000_25_C_Al</i>	42
Gráfico 7 - Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura <i>PL_L-750_16_P_Cu</i>	42
Gráfico 8 - Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura <i>PE_R-750_16_P_Cu</i>	42
Gráfico 9 - Curvas <i>Tensão Convencional vs Deformação</i> características do comportamento dos provetes recolhidos da totalidade das soldaduras da série <i>CL_L</i> e dos materiais de base Alumínio e Cobre, quando submetidos a tracção.	48

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - (a) Representação esquemática do Processo de Soldadura por Fricção Linear, (b) Indicação dos lados do avanço e recuo da soldadura, (c) Fotografia de uma ferramenta de soldadura por fricção linear.	5
Figura 2 - Aspecto superficial de quatro das soldaduras estudadas. (a) <i>PL_L-750_16_P_Cu</i> , (b) <i>PE_R-750_16_P_Cu</i> , (c) <i>CL_L-750_16_C_Cu</i> , (d) <i>CL_L-750_16_C_Al</i>	21
Figura 3 - Elevada ausência de material na soldadura <i>PL_L-750_16_P_Cu</i> (50x). ..	22
Figura 4 - Estrutura intercalada referente à soldadura <i>PL_L-750_16_P_Cu</i> , constituída por lamelas de Alumínio (branco) e Cobre (cinzento) com configuração em espiral (100x).	25
Figura 5 - Estrutura intercalada referente à soldadura <i>CL_L-750_16_C_Cu</i> , aparentemente resultante de um processo de grande turbulência, (a) 100x, (b) 200x.	26
Figura 6 - Estrutura intercalada referente à soldadura <i>CL_L-1000_16_C_Cu</i> representativa de um fluxo metálico de grande turbulência (50x).	26
Figura 7 - Estrutura intercalada referente à soldadura <i>CL_L-1000_25_C_Cu</i> constituída por lamelas de Alumínio e Cobre de configuração em vórtice (100x). ...	27
Figura 8 - Língua de material formada no <i>Nugget</i> da soldadura <i>PE_R-750_16_P_Cu</i> (50x).	29
Figura 9 - Estrutura intercalada com configuração em vórtice, referente à soldadura <i>CL_L-750_16_C_Al</i> , (50x).	30
Figura 10 - Estrutura intercalada com configuração em vórtice, referente à soldadura <i>CL_L-1000_25_C_Al</i> , (50x).	30
Figura 11 - Incidência de fissuração na região intercalada das soldaduras (a) <i>PE_R-750_16_P_Cu</i> (50x) e (b) <i>PL_L-750_16_P_Cu</i> (100x).	31
Figura 12 - Microestrutura dos Materiais de Base. (a) Alumínio 5083 H111, (b) Cobre DHP. (200x).	31
Figura 13 - (a) <i>Nugget</i> da soldadura <i>CL_L-1000_16_C_Cu</i> onde é visível grão de Cobre de fina estrutura (100x); (b) Grão de Alumínio refinado presente no <i>Nugget</i> da soldadura <i>PL_L-750_16_P_Cu</i> (50x).	32
Figura 14 - Fotografia TEM de uma zona localizada do <i>Nugget</i> da soldadura <i>PE_R-750_16_P_Cu</i>	33
Figura 15 - Variação estrutural do grão de Cobre ao longo da espessura do <i>Nugget</i> da soldadura <i>CL_L-750_16_C_Cu</i> (100x).	34
Figura 16 - Grão de Cobre correspondente à Zona Térmica e Mecanicamente Afectada da soldadura <i>PE_R-750_16_P_Cu</i> (200x).	34
Figura 17 - (a) Fino braço de Cobre penetrante na região do Alumínio da soldadura <i>CL_L-750_16_C_Al</i> (50x); (b) Espessa camada de Alumínio (branco) arrastada	

para a zona do Cobre (cinzento) da soldadura <i>CL_L-750_16_C_Cu</i> (50x).	36
Figura 18 - Filas de indentações realizadas ao longo da estrutura intercalada da soldadura <i>CL_L-1000_16_C_Cu</i> e correspondentes valores de dureza ($HV_{0.2}$) (50x).	43
Figura 19 - Filas de indentações realizadas ao longo da estrutura intercalada da soldadura <i>PE_R-750_16_P_Cu</i> e correspondentes valores de dureza ($HV_{0.2}$) (50x).	43
Figura 20 - Fenda na raiz da soldadura <i>PL_L-750_16_P_Cu</i> após ensaio de dobragem.	45
Figura 21 - Ausência de fenda na raiz da soldadura <i>CL_L-1000_25_C_Cu</i> após ensaio de dobragem.	45
Figura 22 - Locais da estrutura intercalada da soldadura <i>PE_R-750_16_P_Cu</i> alvo de análise química elementar (50x).	49
Figura 23 - Locais do Nugget da soldadura <i>PE_R-750_16_P_Cu</i> alvo de análise química elementar (50x).	49
Figura 24 - Estrutura intercalada de tonalidade amarela referente à soldadura <i>CL_L-1000_16_C_Cu</i> (50x).	53
Figura 25 - Locais do <i>Nugget</i> /Início da estrutura intercalada da soldadura <i>CL_L-1000_25_C_Al</i> alvo de análise química elementar (50x).	53

INTRODUÇÃO

O Processo de Soldadura por Fricção Linear é uma tecnologia inovadora de ligação de materiais no estado sólido, cujo desenvolvimento tem sido impulsionado pelas mais recentes preocupações energéticas e ambientais.

O sucesso da aplicação industrial desta tecnologia tem registado ao longo dos últimos anos um grande crescimento. A sua área de aplicação inicialmente direccionada exclusivamente para ligas de Alumínio tem vindo a tornar-se cada vez mais abrangente, sendo actualmente possível soldar com sucesso uma grande quantidade de outros materiais. Contudo, uma das grandes inovações aliadas a este processo consiste na capacidade de execução de soldaduras heterogéneas, muitas delas realizadas entre materiais com propriedades muito distintas. A ligação de materiais diferentes apresenta actualmente uma posição de grande destaque em alguns sectores industriais, permitindo um melhor comportamento em serviço dos componentes soldados.

Entre as soldaduras heterogéneas que esta tecnologia pode tornar exequível destaca-se a ligação de Alumínio a Cobre, considerada inviável pelos processos de soldadura por fusão. Porém, nos dias de hoje, a ligação destes dois metais não é ainda totalmente compreendida, levando à existência de uma infinidade de pontos de interesse a requerer extensa investigação científica.

Conhecer os parâmetros de soldadura que proporcionem o equilíbrio entre uma geração de calor suficiente que viabilize a plasticização dos materiais e permita um adequado fluxo metálico em torno da ferramenta, mas que simultaneamente não propicie uma extensa formação de compostos intermetálicos frágeis de Alumínio e Cobre reveste-se de grande interesse para a inovação tecnológica. Todavia, a grande afinidade e as diferentes propriedades físicas e mecânicas dos dois metais a ligar têm levado a uma falta de unanimidade dos resultados provenientes de pesquisas efectuadas neste domínio, não sendo contudo, de um modo geral, possível obterem-se soldaduras heterogéneas de Alumínio e Cobre de boa qualidade visual e mecânica.

Neste sentido surgiu o presente estudo, realizado entre Fevereiro e Julho de 2009 no âmbito da Dissertação de Mestrado, destinado à caracterização de soldaduras heterogéneas de Alumínio e Cobre obtidas por Fricção Linear. Pretendeu-se analisar as propriedades morfológicas, microestruturais, mecânicas e químicas de diferentes soldaduras em função dos parâmetros seleccionados para a sua execução, entre os quais se destacam a geometria

e velocidades de rotação e avanço da ferramenta. A realização das soldaduras com controlo de posição ou carga, assim como o posicionamento dos metais em relação ao eixo da soldadura foram igualmente importantes condicionantes considerados no processo de análise. Por forma a tornar possível atingir os objectivos previamente definidos, procedeu-se a uma revisão da literatura para consolidar e adquirir conceitos, noções básicas e tomar conhecimento da evidência científica sobre a problemática em estudo. Na componente laboratorial desta pesquisa, desenvolvida no Grupo de Tecnologia de Produção do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, utilizaram-se soldaduras de chapas de liga de Alumínio 5083 H111 e Cobre Cu DHP, de 1mm de espessura.

PARTE I – ESTADO DA ARTE

1 – PROCESSO DE SOLDADURA POR FRICÇÃO LINEAR

No primeiro ano da década de 90 o *The Welding Institute (UK)* patenteou uma tecnologia revolucionária de ligação de materiais, o Processo de Soldadura por Fricção Linear, que desde então tem sido alvo de vários estudos que procuram a sua optimização e o alargamento da sua área de aplicação.

Uma ferramenta cilíndrica rotativa não consumível, constituída por um sistema de fixação, uma base e um pino de geometrias bem definidas, é introduzida entre duas peças a ligar, deslocando-se ao longo da junta de soldadura (Mishra & Ma, 2005), conforme se ilustra na Figura 1. O pino, que se encontra fixo na base, possui comprimento ligeiramente inferior à penetração desejada, penetrando totalmente na junta. No instante em que a base da ferramenta, de diâmetro superior ao pino, contacta com a superfície das peças a ligar, estando estabelecidas as condições termo-mecânicas adequadas, inicia-se o movimento linear da ferramenta ao longo do eixo de soldadura (Kumar, Kailas & Srivatsan, 2008).

A base da ferramenta é uma fonte de calor por excelência durante a soldadura, o grande constrangimento à expulsão/ejecção de material e o principal responsável pela função de restringir o volume de material aquecido, contribuindo para o confinamento do material extrudido e forjado durante o fluxo plástico na zona envolvente do pino. Este último, por sua vez, é o responsável máximo pela deformação do material em espessura e também uma fonte de calor. Assim, pode referir-se que o aquecimento e a movimentação do material das peças a unir são as duas principais funções da ferramenta utilizada no Processo de Soldadura por Fricção Linear (Buffa, Hua, Shivpuri & Fratini, 2006). O calor gerado pelo atrito e pela deformação plástica reduz as propriedades mecânicas do material facilitando o fluxo plástico em torno da ferramenta. A acção conjunta do amaciamento do material em torno do pino e dos seus movimentos de translação e rotação leva ao escoamento do material ao longo da linha de junta, traduzindo-se na ligação no estado sólido dos materiais (Rodrigues, Loureiro & Leal, sd). O fluxo plástico é então regido pelos base e pino da ferramenta, que forjam e extrudem o material à sua volta. Neste sentido Colligan, citado em Guerra, Schmidt, McClure, Murr & Nunes (2003) refere que o Processo de Soldadura por Fricção Linear resulta da acção combinada de fenómenos de agitação, extrusão e forjagem do material.

O estudo do Processo de Soldadura por Fricção Linear exige que sejam distinguidos os dois lados característicos da ligação soldada, o avanço e o recuo, visto o referido processo não ser simétrico. Considera-se como avanço o lado da ligação soldada onde as direcções de rotação e translação da ferramenta são coincidentes, o recuo corresponde, por sua vez, ao oposto (Guerra, Schmidt, McClure, Murr & Nunes, 2003).

As temperaturas atingidas no Processo de Soldadura por Fricção Linear são inferiores às temperaturas de fusão dos metais envolvidos, daí ser considerado um processo de soldadura no estado sólido (Sutton, Yang, Reynolds & Taylor, 2002).

A aplicação desta tecnologia não se restringe à ligação de materiais similares, pode igualmente ser utilizada para a união de materiais diferentes em vários tipos de junta. Permite a ligação da maioria das ligas de Alumínio, muitas delas consideradas difíceis de soldar por fusão, como ligas de alta resistência e ligas destinadas a aplicações de fundição. Actualmente é possível realizar soldaduras homogéneas e heterogéneas da maioria das ligas de Alumínio. A constante investigação nesta área permitiu, também, tornar possível a realização de soldaduras homogéneas de Aço, Chumbo, Materiais Poliméricos e Compósitos, ligas de Magnésio, Cobre, Titânio, Zinco, Prata e Níquel, assim como, soldaduras heterogéneas de alguns destes materiais com ligas de Alumínio (Sato & Kokawa, 2003; Thomas, Johnson & Wiesner, 2003; TWI, sd). A realização de soldaduras heterogéneas é indispensável para muitos sectores industriais, oferecendo a possibilidade de otimizar o desempenho dos componentes soldados, muitos deles fabricados a partir da ligação de materiais com propriedades muito distintas (Scialpi, De Giorgi, De Fillippis, Nobile & Panella, 2007).

A aplicação industrial do Processo de Soldadura por Fricção Linear tem registado um largo aumento nos últimos anos, motivado pela possibilidade de ligação com qualidade de materiais até então considerados não soldáveis ou de difícil soldabilidade. Os modernos conceitos das indústrias automóvel, aeronáutica, naval, ferroviária e bélica, no que respeita à redução de peso e custos de produção faz com que estas sejam, actualmente, as quatro grandes áreas de aplicação industrial do Processo de Soldadura por Fricção Linear (Heinz & Skrotzki, 2002; TWI, sd).

A sua crescente expansão e o carácter inovador dos seus conceitos fazem com que o Processo de Soldadura por Fricção Linear seja considerado o mais importante desenvolvimento da última década no que respeita à tecnologia de ligação de materiais (Mishra & Ma, 2005).

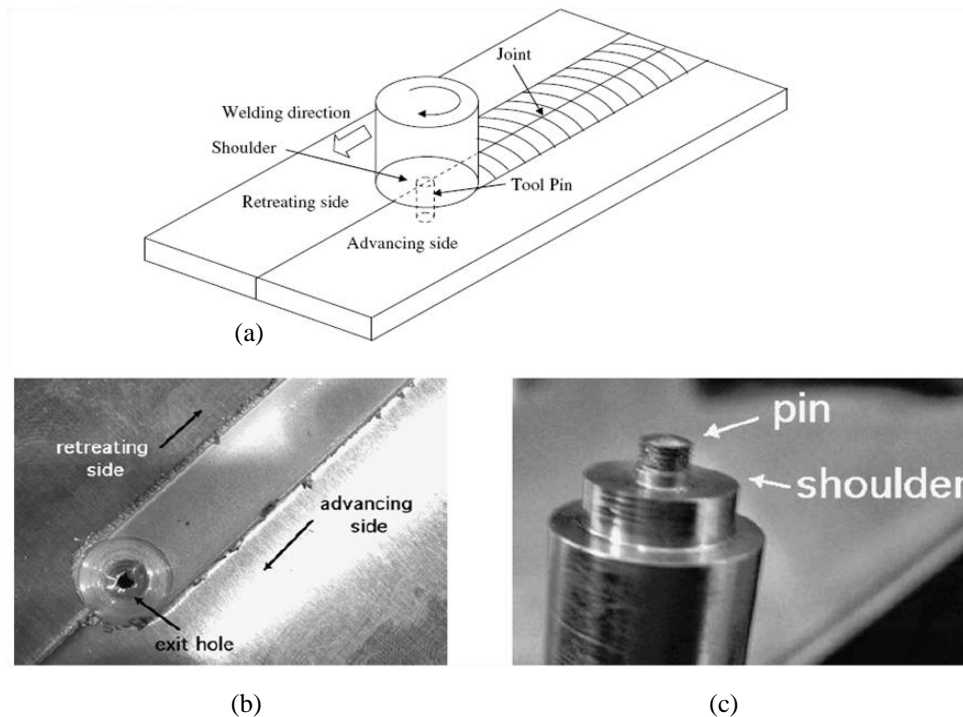


Figura 1 – (a) Representação esquemática do Processo de Soldadura por Fricção Linear, (b) Indicação dos lados do avanço e recuo da soldadura, (c) Fotografia de uma ferramenta de soldadura por fricção linear (Nandan, R., DebRoy, T. & Bhadeshia H. K. D. H., 2008).

1.1 – VANTAGENS E LIMITAÇÕES

Segundo Mishra & Ma (2005), as vantagens da aplicação desta tecnologia reflectem-se em três grandes domínios, metalúrgico, ambiental e energético.

Do ponto de vista metalúrgico, o facto da referida tecnologia se tratar de um processo de ligação no estado sólido é sem dúvida um dos principais pontos a seu favor, uma vez que, para determinados materiais e por comparação com os processos de soldadura por fusão, leva a uma menor incidência de defeitos, nomeadamente, fissuras e poros (Sato & Kokawa, 2003). A possibilidade de obtenção de uma microestrutura fina, a retenção das propriedades metalúrgicas no cordão e a manutenção das resistências mecânica e à corrosão semelhantes às dos materiais de base resultam, igualmente, da Soldadura por Fricção Linear se tratar de um processo de ligação no estado sólido (Smith & Lord, 2007; Davenport & Kalee, 2002; Mishra & Ma, 2005). A não fusão dos materiais envolvidos leva a que não existam variações de volume significativas durante a ligação, o que usualmente leva ao aparecimento de baixos valores de distorção e tensões residuais. O calor desenvolvido pela acção conjunta do atrito e da deformação plástica, durante a Soldadura por Fricção Linear, é relativamente baixo quando comparado com os processos por fusão,

originando portanto, menores deformação e contracção das peças soldadas. A referida tecnologia permite também ligar materiais encarados pelos processos de soldadura por fusão como não soldáveis, devido à sua sensibilidade à fissuração, assim como combinações de materiais com propriedades muito díspares (Heinz & Skrotzki, 2002; Su, Nelson, Mishra & Mahoney, 2003; Mishra & Ma, 2005; Boz & Kurt, 2004).

Relativamente às preocupações ambientais a não emissão de fumos durante o processo representa a sua mais importante característica, indo de encontro às mais recentes normas de saúde e segurança (Mishra & Ma, 2005; Davenport & Kalee, 2002; TWI, sd).

A eficiência energética desta nova tecnologia de ligação é evidenciada pela melhoria no uso dos materiais e conseqüente redução de peso dos componentes fabricados, assim como, por requerer muito menor energia que outras tecnologias de soldadura emergentes. Dado permitir uma redução do peso dos seus componentes contribui, de forma indirecta, para um menor consumo de combustível dos meios de transporte rodoviários, aéreos, ferroviários e marítimos (Mishra & Ma, 2005).

Todas as potencialidades do Processo de Soldadura por Fricção Linear culminam numa grande condição, a capacidade de produção de soldaduras de qualidade satisfatória sem um aumento excessivo nos custos de produção.

Tratando-se de uma tecnologia ainda em desenvolvimento possui certas características que carecem de maior aprofundamento.

Leal & Loureiro (2004) referem que a exigência de uma fixação rígida das peças a soldar numa base de apoio e as elevadas forças aplicadas para o deslocamento da base da ferramenta ao longo do material plasticizado, podendo levar a um intenso desgaste da mesma, são ainda indispensáveis para a correcta execução do processo.

A presença de um furo no final do cordão de soldadura, cujo diâmetro coincide com o diâmetro do pino da ferramenta é outro aspecto menos positivo do processo. Esta limitação é particularmente relevante quando da necessidade de soldadura de elementos cilíndricos (Booth, Jones & Threadgill, 2006; NASA, 2008).

A exigência de alteração da dimensão do pino da ferramenta consoante a espessura que se pretenda soldar é outra restrição desta tecnologia (NASA, 2008).

O Processo de Soldadura por Fricção Linear apresenta, igualmente, algumas reservas na união de determinados materiais, sobretudo ligações heterogéneas, nomeadamente Alumínio-Cobre e Alumínio-Aço, onde não são ainda obtidas soldaduras com a qualidade

desejada, registando-se uma alta incidência de defeitos (Ouyang, Yarrapareddy & Kovacevic, 2006).

1.2 – FACTORES DETERMINANTES

A geometria da ferramenta, o tipo de junta e os parâmetros de soldadura são, segundo Mishra & Ma (2005), os factores que mais influenciam o Processo de Soldadura por Fricção Linear.

As configurações da base e pino e a sua relação de dimensões são os elementos chave da geometria da ferramenta (Khaled, 2005; Mishra & Ma, 2005).

Segundo Mishra & Ma (2005) a geometria da base assume um papel de grande relevo no aquecimento e confinamento do volume de material aquecido. Esta pode ser plana, côncava ou convexa, lisa ou estriada. As bases côncavas, cuja concavidade é produzida por um pequeno ângulo entre a sua extremidade e o pino, permitem, comparativamente às planas, um maior confinamento do material aquecido, actuando como volume de escape/reservatório do material ejectado pelo pino. As bases estriadas usualmente consistem numa superfície plana caracterizada por conter canais concêntricos ou em espiral direccionados desde a extremidade até ao centro. Os referidos canais (estrias) encaminham o material desde a extremidade da base até ao pino, eliminando assim a necessidade de um ângulo de ataque da ferramenta. “Flashes” e reduções de espessura mais ténues ou inexistentes são outra característica de soldaduras obtidas com ferramentas de base estriada. As bases convexas lisas foram inicialmente encaradas pelo TWI como inadequadas para a produção de boas soldaduras, uma vez que a sua forma levava a que o material fosse encaminhado para longe do pino. Todavia, a presença de estrias nestas bases permite o direccionamento do material até ao pino. Assim a vantagem da utilização de bases convexas estriadas resulta da extremidade da ferramenta não necessitar de se encontrar em contacto com o material, podendo a interface ser definida em qualquer local da superfície convexa. Esta geometria aumenta então a flexibilidade na área de contacto entre a base e o material a soldar (Schmidt, Hattel & Wert, 2004; Fuller, 2007; Khaled, 2005).

A geometria do pino influencia particularmente a relação entre o volume de material por ele varrido durante a sua rotação e o seu próprio volume, usualmente definida por razão *Volume Dinâmico/Volume Estático*. O valor desta relação é um factor chave na obtenção de um fluxo de material adequado em torno do pino que, por sua vez é uma

condição determinante na obtenção de soldaduras de boa qualidade (Thomas, Nicholas, Staines, Tubby & Gittos, 2004).

O pino pode ser cilíndrico ou cônico, liso ou roscado, de extremidade plana ou convexa. Pode ainda possuir ou não facetamento. Os pinos cônicos estão sujeitos, comparativamente com os cilíndricos, a menores esforços transversais e o maior momento de carga a que estão expostos está presente na base do cone, onde este apresenta maior resistência. Permitem então a soldadura de maiores espessuras a velocidades superiores. A presença de rosca na superfície dos pinos é responsável por aumentar o fenómeno de transporte vertical de material plasticizado. Quanto às extremidades do pino, as planas possuem em relação às convexas maiores velocidades superficiais. A velocidade superficial juntamente com o atrito existente entre o pino e o material ditam a deformação. Assim, os pinos de base plana têm maior capacidade em afectar o material que sobre ele se encontra. Todavia, bases convexas estão associadas a menor desgaste da ferramenta e à obtenção de soldaduras com melhor qualidade da raiz. O objectivo do facetamento dos pinos consiste em aumentar localmente a deformação do material plasticizado, produzindo fluxo metálico turbulento (Fuller, 2007; Khaled, 2005). Colligan, Xu & Pickens em 2003, citados por Fuller (2007), concluíram que a redução das forças transversais e do momento a que a ferramenta se encontra sujeita é directamente proporcional ao número de faces.

Segundo Mishra & Ma (2005), a geometria da ferramenta é considerada o parâmetro que mais influencia o desenvolvimento deste processo de soldadura, desempenhando um papel de destaque no aquecimento e fluxo do material. A uniformidade da microestrutura e as propriedades mecânicas da ligação soldada são então afectadas pela geometria da ferramenta. O material da ferramenta é também um parâmetro influenciador do Processo de Soldadura por Fricção Linear. A ferramenta deverá ser constituída por material que possua propriedades mecânicas, a alta temperatura, mais elevadas que as dos elementos a ligar (Thomas, Johnson & Wiesner, 2003).

No que respeita aos parâmetros de soldadura, existem dois que se destacam devido à sua importância, as velocidades de rotação e linear/translação da ferramenta (Mishra & Ma, 2005). A acção conjunta das duas velocidades é determinante para a definição do fluxo localizado de calor durante o processo (Fratini, Buffa, Palmeri, Hua & Shivpuri, 2006). A velocidade de rotação é responsável pela movimentação do material em redor do pino. Velocidades de rotação superiores estão por regra associadas a temperaturas mais elevadas, uma vez que estão aliadas a um maior aquecimento motivado pelo atrito entre a

ferramenta e o material das peças a unir. Por sua vez, a velocidade linear ao longo do eixo de soldadura está directamente relacionada com o escoamento do material da frente para trás do pino. Velocidades de translação da ferramenta mais elevadas resultam num maior índice de produtividade, todavia, reduzem a energia específica adicionada e, conseqüentemente, o fluxo plástico de material em torno da ferramenta, levando ao eventual aparecimento de vazios na soldadura (Mishra & Ma, 2005; Vilaça, 2003).

Também a relação entre as velocidades de rotação e linear da ferramenta influencia a energia adicionada e conseqüentemente o fluxo de material em redor do pino. Nesta sequência as soldaduras podem ser classificadas em duas classes, quentes e frias. As primeiras estão associadas a elevadas velocidades de rotação, a baixos valores de velocidade linear e conseqüentemente a um elevado *input* de calor, por sua vez, as segundas reflectem precisamente o oposto (Khaled, 2005; Cederqvist & Reynolds, 2001).

Outro elemento caracterizador do Processo de Soldadura por Fricção Linear é o ângulo de ataque da base da ferramenta. Este parâmetro corresponde ao ângulo entre o eixo da ferramenta e a normal à superfície das chapas a soldar (Kumar & Kailas, 2008). Mishra & Ma (2005) referem que a inclinação adequada do eixo da ferramenta para a retaguarda assegura que a base direcione eficientemente da frente para trás do pino o material por este movimentado.

O penetramento do pino é também influenciador do processo de soldadura por fricção linear. Penetramentos demasiado superficiais levam a que não exista interacção suficiente entre a base da ferramenta e as peças a unir, o que fará com que não ocorra geração adequada de calor, levando ao aparecimento de defeitos na soldadura (Kumar & Kailas, 2008). Se, pelo contrário, o penetramento for demasiado profundo, a base da ferramenta penetrará em demasia no material das peças a unir motivando o aparecimento de “Flashes” excessivos, originando soldaduras significativamente côncavas, resultando na redução de espessura das peças soldadas (Mishra & Ma, 2005).

Um dos parâmetros mais relevantes no referido processo de soldadura é a pressão axial. Esta grandeza assume particular importância na qualidade da soldadura obtida. Pressões muito elevadas levam ao sobreaquecimento da junta resultando numa elevada redução de espessura. Pelo contrário pressões exageradamente baixas não permitem uma geração de calor adequada, originando soldaduras defeituosas (Nandan, DebRoy & Bhadeshia, 2008).

Os mesmos autores referem também que os parâmetros velocidades de avanço e rotação, ângulo de inclinação e geometria da ferramenta e pressão axial são fundamentais na geração de calor, distribuição de temperatura, taxa de arrefecimento, momento e potência.

Quanto aos tipos de junta, os de aplicação mais comum no Processo de Soldadura por Fricção Linear são as juntas de topo e sobrepostas.

1.3 – ZONAS MICROESTRUTURAIS

É possível com base na morfologia das estruturas presentes distinguir quatro diferentes zonas microestruturais características do Processo de Soldadura por Fricção Linear.

A primeira zona corresponde ao *Material de Base* não afectado, cujas propriedades e microestrutura não sofreram qualquer alteração mecânica ou microestrutural (Khaled, 2005).

A região que se encontra adjacente ao *Material de Base* é designada por *Zona Afectada pelo Calor (ZAC)* onde o material, embora não sofra deformação plástica, é influenciado pelo aquecimento proveniente da soldadura, sendo levado a sofrer alterações no que às suas propriedades microestruturais e/ou mecânicas diz respeito (Bradley & James, 2000; Khaled, 2005). Hassan, Norman, Price & Prangnell (2003) referem que embora o Processo de Soldadura por Fricção Linear elimine problemas causados pela presença de uma zona de fusão, as pobres propriedades da *Zona Afectada pelo Calor* que se reflectem numa perda da resistência das juntas são ainda apontadas em alguns casos como uma grande contrariedade. As principais transformações ocorridas nesta área, em ligas de Alumínio, reflectem-se na variação da sua dureza em relação à do Material de Base (Reis, Louro, Morais, Santos & Gouveia, 2006). A referida variação de dureza é devida no caso de ligas de Alumínio tratáveis termicamente ao amaciamento associado à coalescência de precipitados, por sua vez no caso de ligas de Alumínio não tratáveis, o amaciamento motivado pela coalescência do grão é o responsável pela mencionada variação de dureza. Quanto ao Cobre, Lee & Jung (2004) e Sakthivel & Mukhopadhyay (2007) constataram que o crescimento do grão ocorrido na *Zona Afectada pelo Calor* se traduziu numa perda de dureza e resistência mecânica.

A *Zona Afectada Térmica e Mecanicamente (ZATM)* sucede à *Zona Afectada pelo Calor*. O material está exposto, nesta região, à acção conjunta do aquecimento e deformação plástica. Os grãos do material são sujeitos a grande deformação e elevada

temperatura, no entanto, não são suficientemente elevadas para que ocorra recristalização (Mishra & Ma, 2005). A deformação plástica é responsável pelo aumento de resistência que frequentemente ocorre nesta região. Todavia, nas ligas de Alumínio tratadas termicamente, a elevada temperatura a que o material é sujeito pode provocar dissolução de precipitados e das zonas de *Guinier-Preston*, levando eventualmente a uma perda de resistência (Burford, Widener, Tweedy, 2006).

Finalmente, a quarta e última zona corresponde ao *Nugget*, sendo caracterizada por uma intensa deformação plástica e aquecimento proveniente do atrito, resultando assim, numa estrutura de grão fino e equiaxial recristalizado (Reis, Louro, Morais, Santos & Gouveia, 2006; Mishra & Ma, 2005). As propriedades mecânicas desta região não podem ser generalizadas, uma vez que são largamente dependentes do material soldado e dos parâmetros de soldadura. O maior ou menor crescimento residual do grão, que por sua vez depende directamente do valor de temperatura atingido, é um dos grandes responsáveis pelas propriedades mecânicas desta zona. Todavia, outras causas podem ser apontadas para uma eventual perda de propriedades mecânicas do *Nugget* relativamente ao *Material de Base*. Lee & Jung (2004) embora constatassem que o grão de Cobre no *Material de Base* tivesse maior dimensão que na região do *Nugget*, atribuíram à menor densidade de deslocações existente no grão desta região a principal causa da sua dureza ser inferior à do *Material de Base*. Existem porém situações inversas à relatada por estes autores, onde os valores máximos de dureza são atingidos na região do *Nugget*, como observaram Sakthivel & Mukhopadhyay (2007) ao soldar Cobre e Reis, Louro, Morais, Santos & Gouveia (2006) ao soldar a liga AA 5083 H111.

As soldaduras obtidas por Fricção Linear podem apresentar defeitos se os parâmetros do processo não forem bem seleccionados. *Vazios*, *Kissing Bond*, *Penetramento Incompleto na Raiz* e *Linha ZigZag* são alguns dos de maior incidência neste tipo de soldadura.

Os *Vazios* têm normalmente origem do lado do avanço da ligação soldada e podem ou não levar à destruição da superfície da soldadura. Podem estar associados a insuficiente pressão de forjamento, velocidade de avanço da ferramenta demasiado elevadas ou incorrectas fixação das peças a soldar (Fuller, 2007).

A existência de uma camada de óxidos semi-contínua no *Nugget* da soldadura é normalmente responsável pela formação de *Kissing Bond* e *Linha ZigZag*. A referida camada de óxidos foi inicialmente uma camada contínua nas superfícies em contacto das

peças a unir. A sua existência pode dever-se a uma limpeza prévia deficiente das superfícies a ligar ou a insuficiente deformação na interface das superfícies em contacto, motivada por velocidade de avanço muito elevada, diâmetro da base exageradamente grande ou posicionamento incorrecto da ferramenta na junta de soldadura (Fuller, 2007 e Sato, Takauchi, Park & Kokawa, 2005).

A ocorrência de *Penetramento Incompleto na Raiz* pode dever-se a várias causas, nomeadamente alinhamento imperfeito da ferramenta em relação à junta de soldadura, geometria da ferramenta inadequada e variação na espessura das peças a soldar. Quando a extremidade do pino se encontra demasiado distante da superfície inferior das peças a soldar existirá uma região entre esta zona e a superfície inferior da ferramenta que não será deformada (Fuller, 2007).

1.4 – APLICAÇÃO À LIGAÇÃO DE ALUMÍNIO A COBRE

O Processo de Soldadura por Fricção Linear tem sido alvo de intensa investigação. A ligação de materiais diferentes, nomeadamente Alumínio e Cobre, é actualmente um dos pontos que tem suscitado maior interesse por parte dos investigadores. Estes dois metais devido às suas diferentes propriedades são considerados incompatíveis do ponto de vista da ligação por intermédio de processos de soldadura convencionais. Todavia, o Processo de Soldadura por Fricção Linear torna-a possível, embora se reconheça que a qualidade não é ainda a desejada. Várias pesquisas têm vindo a ser realizadas no sentido de a aperfeiçoar.

Murr, Ying, Flores, Trillo & McClure (1998) debruçaram-se sobre o estudo da microestrutura e fluxo metálico de soldaduras heterogéneas de chapas, com 6 mm de espessura, de Cobre (99,9%) e de liga de Alumínio 6061 tratada termicamente (T6). Ao realizarem a análise metalográfica da secção transversal da zona da soldadura constataram a presença de microestruturas intercaladas de Alumínio e Cobre configuradas em vórtice e espiral. Os autores referem que a intercalação dos dois metais é uma manifestação do fluxo metálico no estado sólido que por sua vez é facilitado pela ocorrência do processo de recristalização dinâmica. Verificaram que a região intercalada era formada pela sobreposição dos dois metais, sendo o grão de menor dimensão relativo ao Cobre. A menor dimensão apresentada pelo grão de Cobre é devida, segundo os autores, a este possuir uma temperatura de fusão superior à da liga de Alumínio, o que levou a que, no caso em análise, a temperatura atingida na soldadura fosse aproximadamente 70% da temperatura de fusão do Alumínio e 40 % da temperatura de fusão do Cobre. Assim os grãos de

Alumínio apresentaram um maior crescimento. Estas estruturas são então caracterizadas por grãos recristalizados e ao apresentarem configuração em espiral e vórtice são, segundo os autores, características de um fenómeno dinâmico, impossível serem formadas através de recristalização estática. No interior das referidas estruturas intercaladas, a variação de dureza é devida, ainda segundo Murr, Ying, Flores, Trillo & McClure (1998), aos gradientes de tamanho de grão e espessura da própria estrutura intercalada.

Okamura & Aota (2004) centraram as suas atenções em ligações heterogéneas entre chapas de 8mm de espessura de liga de Alumínio 6061 e de Cobre desoxigenado. A ligação de Alumínio e Cobre por Fricção Linear convencional (pino centrado na interface dos dois materiais a soldar) apresenta diversos problemas, estando longe de se conseguirem soldaduras perfeitas e isentas de defeitos. Os autores atribuem a causa da elevada presença de defeitos à formação de compostos intermetálicos frágeis de Alumínio e Cobre.

O estudo desenvolvido por Okamura & Aota (2004) centrou-se então em conceber um novo método de Soldadura por Fricção Linear caracterizado pela descentragem do pino da ferramenta, posicionando-o apenas num dos metais a ligar e não na interface dos dois como é habitual. O pino embora se encontre posicionado em apenas um dos metais a soldar apresenta tangencia relativamente ao outro. Pretenderam então que a acção rotativa da ferramenta provocasse o fluxo plástico do material mais macio, o Alumínio, sendo arrastado contra o de maior dureza, o Cobre, dando origem à ligação entre ambos. A inserção do pino foi realizada no metal mais macio, dado este possuir uma menor resistência à deformação, ocorrendo o fluxo metálico mais facilmente. Ao desenvolverem esta nova técnica tinham em mente que, ao não haver mistura dos dois metais, o processo de formação de compostos intermetálicos fosse inibido. Os resultados alcançados traduziram-se na obtenção de uma superfície de soldadura suave e com poucos defeitos. Ao analisarem a secção transversal da soldadura, esta apresentou uma configuração bastante distinta da usualmente obtida, tendo tal facto sido devido a apenas o Alumínio ter sido movimentado. Foi, todavia, detectada a presença de uma camada de compostos intermetálicos na zona da soldadura, embora a sua espessura fosse inferior à espessura mínima para a qual ocorreria perda de resistência.

Ouyang, Yarrapareddy & Kovacevic (2006) abordaram a evolução microestrutural na Soldadura por Fricção Linear de Cobre (99.9%) a liga de Alumínio 6061 tratada termicamente (T6). A espessura das chapas unir era de 12.7mm. Numa fase inicial

mencionam a baixa soldabilidade de Alumínio e Cobre, uma vez que estes metais possuem elevada afinidade um para o outro a temperaturas superiores a 120°C, levando à formação de compostos intermetálicos frágeis. Assim, para que a ligação destes dois metais se torne viável é necessária a aplicação de um processo de soldadura no estado sólido, nomeadamente o Processo de Soldadura por Fricção Linear. Esta tecnologia, segundo os autores, é também apenas viável dentro de uma gama restrita de condicionantes, dado que as elevadas condutibilidades térmicas dos dois materiais, os diferentes tempos de forjamento e a formação de compostos intermetálicos frágeis podem ser prejudiciais para o sucesso da sua aplicação.

Referem, igualmente, que tanto as soldaduras homogéneas como as heterogéneas de ligas de Alumínio, por Fricção Linear, envolvem processos de recristalização dinâmica como mecanismo de acomodação da deformação plástica o que facilita a ligação. Assim, dá-se o aparecimento de estruturas lamelares irregulares que resultam da interpenetração dos escoamentos dos metais recristalizados. Os autores abordam, também, a impossibilidade de obter soldaduras de Alumínio e Cobre isentas de defeitos. Na ligação destes dois metais existe frequentemente uma grande formação de fissuras, vazios e outros tipos de defeitos.

Ao realizarem avaliações da temperatura na zona da soldadura os autores constataram que é expectável que o pico de temperatura corresponda às zonas de contacto entre o pino e o metal, na região do *Nugget*. Zonas centrais pouco distantes da superfície dos materiais a unir apresentaram uma temperatura mais elevada. Os autores referem que quanto mais elevada for a temperatura, menores serão as tensões associadas ao escoamento e, conseqüentemente, a potência necessária ao processo.

Seguiu-se, então, a análise das fases metálicas da junta soldada. Constataram a presença, na zona da soldadura, de grande quantidade de compostos intermetálicos de elevada dureza e fragilidade, CuAl_2 , CuAl , Cu_9Al_4 , juntamente com quantidades mais reduzidas de Alumínio ($\alpha\text{-Al}$) e Cobre (solução sólida de Al no Cu).

Abordaram, também, o facto da baixa solubilidade do Cobre no Alumínio levar à formação de compostos intermetálicos. Referem que, por oposição, o Alumínio ao possuir boa solubilidade no Cobre resulta geralmente na formação de solução sólida saturada quando arrastado para o lado do Cobre.

Verificaram também que a zona do *Nugget* era caracterizada por uma elevada disparidade de propriedades mecânicas, nomeadamente a dureza avaliada registou nesta

zona uma variação entre 136 HV_{0.2} e 760 HV_{0.2}. Os autores atribuem as causas do gradiente de propriedades mecânicas à existência de um gradiente microestrutural e à variedade de padrões de fluxo de material.

Liu, Shi, Wang, Wang & Zhang (2008) estudaram a microestrutura e a composição química de juntas heterogêneas de Cobre tratado termicamente (T2) e liga de Alumínio 5A06. As chapas a unir possuíam 3 mm de espessura. Os autores ao submeterem provetes recolhidos das soldaduras a testes de tracção verificaram que a fractura ocorreu na zona do *Nugget* correspondente ao Cobre.

Ao realizarem a análise microestrutural, constataram a existência de uma óbvia combinação plástica entre os dois metais, na zona da soldadura. Na região do *Nugget* referente ao Cobre evidenciava-se uma estrutura do tipo lamelar alternada, por sua vez no lado do Alumínio era evidente uma estrutura do tipo mista. Segundo os autores, as diferentes configurações microestruturais de cada um dos lados do *Nugget* deveu-se à movimentação do material, ao elevado aquecimento proveniente do atrito e aos fluxos metálicos dos dois materiais. Referem, igualmente, que o facto do Alumínio ter estado sujeito a um processo de recristalização dinâmica, resultando numa estrutura de grão refinado, e do Cobre, que embora tenha estado sujeito a deformação plástica como resultado da movimentação e aquecimento não tenha sofrido recristalização dinâmica, esteve também na base das diferentes configurações microestruturais dos dois lados opostos do *Nugget*. A maior condutividade térmica do Cobre em relação ao Alumínio (cerca de 2,5 vezes) e, conseqüentemente, a sua maior aptidão para perder calor é igualmente referida como factor determinante para o gradiente microestrutural.

O facto do cobre não ter sofrido recristalização levou, segundo estes autores, a que a fractura se tivesse dado no lado do *Nugget* correspondente ao referido metal.

Ao contrário do que seria expectável Liu, Shi, Wang, Wang & Zhang (2008) referem que a análise da difracção de raios X revelou a não existência de compostos intermetálicos frágeis, de Al e Cu, formados durante o Processo de Soldadura por Fricção Linear.

PARTE II – ESTUDO EXPERIMENTAL

1 – MATERIAIS E EQUIPAMENTOS

Para a caracterização das soldaduras heterogêneas de Alumínio e Cobre por fricção linear utilizaram-se os materiais e equipamentos que se discriminarão neste capítulo.

1.1 – MATERIAIS DE BASE

Cobre desoxidado com elevado teor em fósforo (DHP) e liga de Alumínio 5083 H111 (AA 5083 H111), ambos com 1mm de espessura, foram os materiais utilizados no presente estudo.

A liga AA 5083 H111 é caracterizada por ter como principal elemento de liga o Magnésio (Mg). Sendo uma liga não tratável termicamente, foi submetida a encruamento simples (H111), visando a obtenção de melhores propriedades mecânicas. A composição química em peso (% w) da referida liga encontra-se representada no Quadro 1.

Quadro 1 – Composição química da liga AA 5083.

<i>Elementos Químicos</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Mg</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Zn</i>	<i>Ti</i>
<i>% w</i>	0,40	0,40	0,10	0,40 1,00	4,00 4,90	0,05 0,25	0,05	0,25	0,15

O Cobre electrolítico possui uma composição nominal de oxigénio de 0,04%. A reduzida solubilidade do oxigénio no Cobre electrolítico leva à formação de Cu_2O interdendrítico aquando o seu vazamento. Na maioria das aplicações, a presença de oxigénio no Cobre é uma impureza de pouca importância, no entanto, se o Cobre for sujeito a temperaturas superiores a 400 °C numa atmosfera rica em hidrogénio, o hidrogénio pode difundir-se no Cobre sólido e reagir com o Cu_2O disperso internamente, levando à formação de vapor de água. Assim, de modo a evitar-se a fragilização pelo hidrogénio causada pelo Cu_2O , faz-se reagir o oxigénio com o fósforo para formar pentóxido de fósforo (P_2O_5) (Smith, 1998). Daí o Cobre utilizado neste estudo se encontrar desoxidado e possuir elevado teor em fósforo. A sua composição química está representada no Quadro 2.

Quadro 2 – Composição química do Cobre DHP.

<i>Elementos Químicos</i>	<i>Cu + Ag</i>	<i>P</i>
<i>% Peso</i>	99,9737	0,0174

1.2 – EQUIPAMENTOS

Realização das Soldaduras

As soldaduras foram realizadas no equipamento de fricção linear *ESAB LEGIO FSW 3U*.

Análise Microestrutural

A análise microestrutural foi realizada a partir de um microscópio óptico *ZEISS Axiotech 100 HD* com ampliações de 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x. Foi utilizada uma máquina fotográfica *Canon Power Shot G5* para obtenção das micrografias.

Microscopia Electrónica de Transmissão (TEM)

A análise TEM foi realizada num microscópio electrónico de transmissão *FEI – TECNAI G²*.

Avaliação de Dureza

Foi utilizado para a avaliação de dureza um microdurómetro *Shimadzu Microhardness Tester*, cuja capacidade de carga pertence ao intervalo de 0.025 kg e 1 kg.

Ensaio de Dobragem/Tracção

Os ensaios de tracção e dobragem foram realizados numa máquina universal de tracção *Instron 4026*. As amarras utilizadas pertenciam à classe [0-6] mm. Para os ensaios de tracção utilizou-se ainda um extensómetro longitudinal *Instron* com 50 mm de comprimento de referência e abertura máxima admissível de 40%.

Análise Química

A microsonda electrónica (*Electron Probe Microanalysis - EPMA*) *CAMECA Camebax SX50* foi o equipamento utilizado na análise química realizada no presente estudo. O equipamento operou sob os valores de tensão de aceleração e corrente de feixe de, respectivamente, 15 kV e 40 nA.

2 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo, onde se pretende expor os passos inerentes à execução laboratorial do estudo desenvolvido, far-se-á num primeiro momento a apresentação das ferramentas utilizadas, das soldaduras efectuadas e das respectivas nomenclaturas.

2.1 – SOLDADURAS

As soldaduras estudadas são identificadas em função da ferramenta utilizada e dos parâmetros e condições de soldadura seleccionados para a sua execução.

As ferramentas, por sua vez são identificadas em função da configuração/geometria dos seus componentes base e pino. No Quadro 3 encontram-se explicitadas a nomenclatura e as características de cada uma das três ferramentas utilizadas. A ferramenta *PE_R* é designada deste modo dado possuir uma base plana estriada (PE) e um pino roscado (R). Um raciocínio análogo foi seguido na atribuição da nomenclatura às restantes ferramentas.

Quadro 3 – Caracterização das ferramentas *PE_R*, *CL_L* e *PL_L*, em função da geometria, diâmetro e concavidade da base e geometria, diâmetro e comprimento do pino.

<i>Ferramenta</i>	Base			Pino		
	<i>Geometr.</i>	<i>Diâm.</i> (<i>mm</i>)	<i>Concav.</i> (<i>°</i>)	<i>Geometr.</i>	<i>Diâm.</i> (<i>mm</i>)	<i>Compr.</i> (<i>mm</i>)
<i>PE_R</i>	Plana Estriada	14	0	Cilíndrico Roscado	M3 x 0,5 LH	1
<i>CL_L</i>	Côncava Lisa	14	3	Cilíndrico Liso	3	0,9
<i>PL_L</i>	Plana Lisa	14	0	Cilíndrico Liso	3	0,7

A nomenclatura adoptada na caracterização de cada uma das soldaduras é definida tendo em conta a ferramenta utilizada, as velocidades de rotação e avanço seleccionadas, a utilização de controlo de posição ou carga durante a execução da soldadura e o material posicionado do lado do avanço da ferramenta. A título de exemplo, a designação *PE_R-750_16_P_Cu* provém de se tratar de uma soldadura realizada com a ferramenta *PE_R* às velocidades de rotação e avanço de, respectivamente, 750 rpm e 16 cm/min, com aplicação de controlo de posição (P) e estando o Cobre (Cu) posicionado do lado do avanço. Foi seguido um raciocínio semelhante na definição da nomenclatura das restantes soldaduras.

No Quadro 4 estão explicitados os parâmetros e as condições seleccionadas para a execução de cada uma das soldaduras.

Quadro 4 – Parâmetros/condições de execução das soldaduras em estudo.

<i>Soldadura</i>	<i>Ferramenta</i>	<i>rpm</i>	<i>cm/min</i>	<i>Controlo de Posição (mm)</i>	<i>Controlo de Carga (kg)</i>	<i>Ataque (°)</i>	<i>Sentido de Rotação</i>	<i>Avanço</i>
<i>PE_R-750_16_P_Cu</i>	<i>PE_R</i>	750	16	0,05	—	0,5	Horário	Cu DHP
<i>PL_L-750_16_P_Cu</i>	<i>PL_L</i>	750	16	0,05	—	2	Anti-Horário	Cu DHP
<i>CL_L-750_16_C_Cu</i>	<i>CL_L</i>	750	16	—	700	2	Anti-Horário	Cu DHP
<i>CL_L-1000_16_C_Cu</i>	<i>CL_L</i>	1000	16	—	700	2	Anti-Horário	Cu DHP
<i>CL_L-1000_25_C_Cu</i>	<i>CL_L</i>	1000	25	—	700	2	Anti-horário	Cu DHP
<i>CL_L-750_16_C_Al</i>	<i>CL_L</i>	750	16	—	700	2	Anti-Horário	AA5083
<i>CL_L-1000_25_C_Al</i>	<i>CL_L</i>	1000	25	—	700	2	Anti-Horário	AA5083

2.2 – ANÁLISE MICROESTRUTURAL

De cada uma das soldaduras foi retirada uma amostra de material com 30 mm de comprimento e 10 mm de largura. As referidas amostras foram sujeitas à acção de três diferentes classes granulométricas de lixa, 600, 1000 e 2500 grãos/cm². O acabamento foi obtido a partir de suspensão de diamante de 3 µm.

As amostras foram sujeitas a ataque químico diferencial, tendo-se atacado o Alumínio com o reagente “Poulton Modificado” cuja composição consiste em 6 ml de HCl, 9 ml de HNO₃, 0.5 ml de HF, 6.5 ml de H₂O e 1ml de CrO₃. Por sua vez, o Cobre foi atacado com uma solução de 5 ml de H₂O₂ em 50 ml de NH₄OH. O tempo de ataque foi variável em qualquer um dos metais, não podendo ser generalizado. Foram realizadas várias tentativas até o ataque ser o que oferecesse melhores condições de observação.

Após terem sido atacadas as amostras foram observadas no microscópio óptico em várias ampliações, tendo-se procedido à realização de micrografias quando achado pertinente.

2.3 – MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE TRANSMISSÃO (TEM)

Foi recolhida da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* uma amostra com 30 mm de largura e 20 mm de comprimento. A qual foi desbastada através da acção de lixas de várias classes granulométricas até a espessura inicial de 1 mm ser reduzida a, aproximadamente, 0.1mm. De diferentes regiões desta amostra foram retiradas pequenas amostras circulares onde se realizou a análise TEM após terem sofrido polimento electrolítico. A solução utilizada no polimento electrolítico consistiu em 75% CH₃OH e 25% de HNO₃.

2.4 – AVALIAÇÃO DE DUREZA

Foram executadas medições de dureza ao longo da espessura das amostras utilizadas na análise microestrutural. As indentações foram realizadas, ao longo de uma recta horizontal que atravessasse toda a secção transversal de cada uma das amostras, com uma carga de 200g durante 15s. O intervalo de realização das indentações foi de 500 μm .

2.5 – ENSAIOS DE DOBRAGEM

Os provetes sujeitos a dobragem possuíam 20 mm de largura e 150 mm de comprimento, no caso das soldaduras da série *CL_L*, ou 100 mm de comprimento nas soldaduras *PL_L-750_16_P_Cu* e *PE_R-750_16_P_Cu*. Submeteram-se os referidos provetes a dobragem de 180° com raio de curvatura de 5mm.

2.6 – ENSAIOS DE TRACÇÃO

Os provetes destinados à tracção foram recolhidos das soldaduras *CL_L-750_16_C_Cu*, *CL_L-1000_16_C_Cu*, *CL_L-1000_25_C_Cu*, *CL_L-750_16_C_Al* e *CL_L-1000_25_C_Al*. Possuíam 150 mm de comprimento e 10 mm de largura.

Durante o ensaio a velocidade de deslocamento do travessão da máquina foi de 5mm/min. O extensómetro foi colocado lateralmente.

O “input” de dados na máquina de tracção consistiu na velocidade de carga e no número de pontos por segundo de aquisição, enquanto que o seu “output” baseou-se nos valores da força aplicada e deslocamento. Posteriormente, por intermédio de uma folha de cálculo, foram determinados os valores da deformação e tensão de rotura.

2.7 – ANÁLISE QUÍMICA

Amostras de 10 mm de largura e 20 mm de comprimento foram recolhidas das soldaduras *CL_L-1000_16_C_Cu*, *CL_L-1000_25_C_Al* e *PE_R-750_16_P_Cu* e sujeitas, na microsonda electrónica, à avaliação da composição química elementar quantitativa, em Cu e Al, de algumas regiões da zona da soldadura.

3 – APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Dedicou-se este capítulo à apresentação, análise, interpretação e discussão dos resultados obtidos. Procurou-se discutir os resultados interpretando-os, quando possível, à luz do conhecimento científico disponível.

3.1 – ANÁLISE MORFOLÓGICA

Uma das importantes características das ligações soldadas reside no seu aspecto exterior. As soldaduras estudadas demonstraram, na sua generalidade, não possuir a qualidade exterior desejada. A presença significativa de rebarba e a notória redução de espessura na zona da ligação foram dois importantes condicionantes da boa qualidade superficial das soldaduras. A Figura 2 ao representar as macrografias das soldaduras *PL_L-750_16_P_Cu*, *PE_R-750_16_P_Cu*, *CL_L-750_16_C_Cu* e *CL_L-750_16_C_Al* torna possível ter noção da qualidade superficial de quatro das soldaduras estudadas.

Ainda nesta figura pode observar-se um fenómeno bastante peculiar que se verificou na totalidade das soldaduras estudadas e residiu no facto de tanto as ligações realizadas com o Cobre como as realizadas com o Alumínio do lado do avanço apresentarem na zona da soldadura uma camada superficial de Alumínio. Esta situação é aparentemente devida ao Alumínio possuir uma resistência à deformação significativamente inferior à do Cobre, o que leva a que seja mais facilmente movimentado pela base da ferramenta.

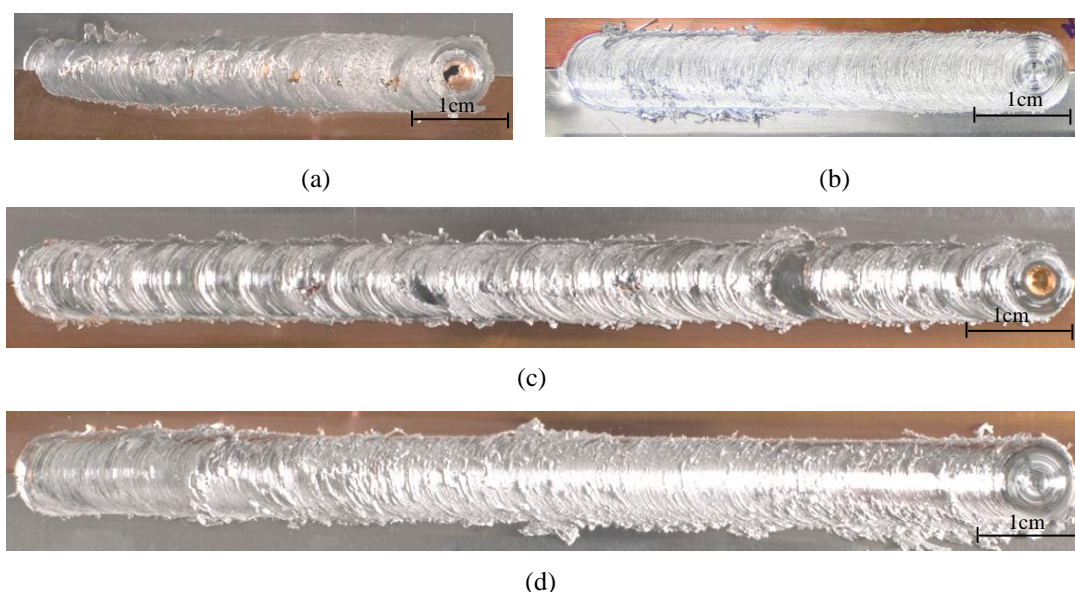


Figura 2 – Aspecto superficial de quatro das soldaduras estudadas. (a) *PL_L-750_16_P_Cu*, (b) *PE_R-750_16_P_Cu*, (c) *CL_L-750_16_C_Cu*, (d) *CL_L-750_16_C_Al*.

Observou-se que a generalidade das ligações soldadas estudadas aparentou possuir continuidade na ligação dos dois metais, não sendo caracterizadas por uma elevada ausência de material na zona da soldadura, à excepção da soldadura *PL_L-750_16_P_Cu*. Esta soldadura foi a que apresentou a mais elevada ausência de material na zona do *Nugget*. Comparativamente com as soldaduras realizadas a iguais velocidades de rotação e avanço, *PE_R-750_16_P_Cu* e *CL_L-750_16_C_Cu*, no entanto com ferramentas diferentes, a referida soldadura é a única a apresentar elevada ausência de material. A Figura 3 representa a ocorrência do fenómeno mencionado.

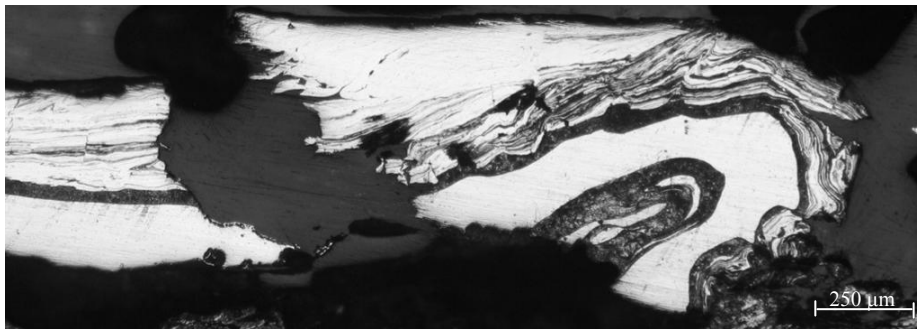


Figura 3 – Elevada ausência de material na soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* (50x).

Um factor que poderá ter estado na origem da menor qualidade da soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* quando comparada com a soldadura *CL_L-750_16_C_Cu* consiste no facto de na primeira soldadura a ferramenta ter estado sujeita a controlo de posição enquanto que no segundo caso se procedeu a controlo de carga. Assim, aparentemente durante a execução da soldadura *PL_L-750_16_P_Cu*, como se verifica no Gráfico 1, foram utilizados valores de carga significativamente menores.

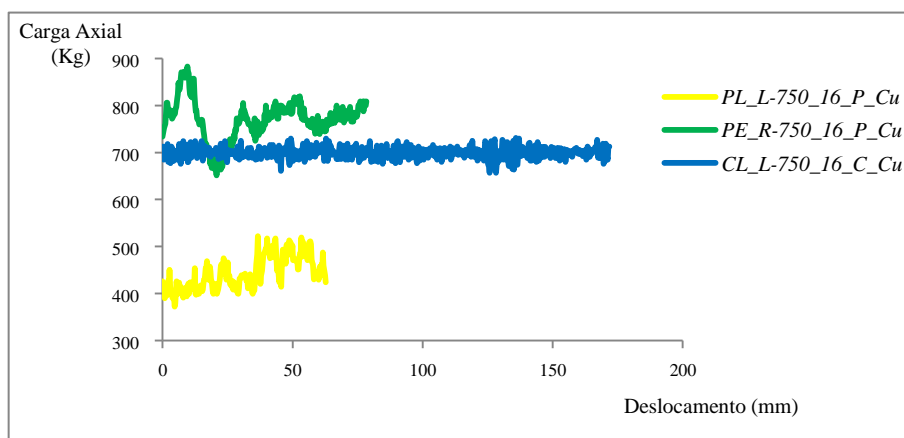


Gráfico 1 – Curvas *Carga Axial vs Deslocamento da Ferramenta* características da realização das soldaduras *PL_L-750_16_P_Cu*, *PE_R-750_16_P_Cu*, *CL_L-750_16_C_Cu*.

Verifica-se, à semelhança de Kumar & Kailas (2008), que baixos valores de carga axial dão origem a soldaduras defeituosas. Os autores referem que a base da ferramenta é a principal fonte de calor do processo de soldadura e se a carga axial for muito reduzida não se dará geração adequada de calor, resultando na formação de soldaduras defeituosas. Referem igualmente que com o avanço da ferramenta o material será transportado entre os seus bordos de ataque e fuga via lado do recuo, existindo então um fluxo de material plasticizado entre a ferramenta e o material de base a temperatura inferior. Se a resistência a este fluxo for muito elevada o material terá tendência em escapar em vez de ser depositado no lado do avanço. A resistência a este fluxo é função da plasticização do material em torno do pino e do volume de material movimentado por rotação. O aumento na carga axial leva a um aumento da temperatura e pressão no *Nugget*, proporcionando a diminuição da resistência ao fluxo do material.

Kumar & Kailas (2008) fazem distinção entre dois tipos de fluxo, o fluxo conduzido pelo pino e o fluxo conduzido pela base. O primeiro representa a eficácia do pino em constringer o material movimentado na zona da soldadura, por sua vez, o fluxo conduzido pela base consiste na eficácia da acção deflectora da base da ferramenta com vista a conservar o material movimentado na mesma região. Tem-se, no entanto noção que a distinção entre os dois volumes torna-se difícil ao tratarem-se de chapas de reduzida espessura. Porém, os autores mencionam ser importante que a geometria do pino seja tal que maximize a quantidade de material plasticizado retido na zona da soldadura e que a geometria da base procure maximizar a quantidade de material ejectado redireccionado para a zona da soldadura. Avançam então que a capacidade de realização de soldaduras isentas de defeitos é, entre outros, fortemente dependente da combinação das geometrias do pino e base da ferramenta, assim como da carga axial aplicada.

Assim uma outra possível justificação para a fraca qualidade visual da soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* reside na ferramenta utilizada, cuja base é plana (concavidade 0°) e lisa e o pino cilíndrico não roscado. Por oposição à ferramenta de base côncava utilizada para a realização da soldadura *CL_L-750_16_C_Cu*, e segundo Lin, Pan & Pan (2008) e Schmidt, Hattel & Wert (2004), a utilização de uma ferramenta plana poderá ter levado a um menor confinamento de material na zona da soldadura, resultando em maior ausência de material nesta região e conseqüente formação de cavidades. O controlo rígido de posição associado à realização da soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* pode ter sido também

responsável por uma não adequada acomodação do material debaixo da base da ferramenta.

A menor incidência de cavidades na soldadura *PE_R-750_16_P_Cu*, quando comparada com a soldadura *PL_L-750_16_P_Cu*, pode, neste caso, dever-se à utilização de uma base estriada e um pino roscado que, segundo Khaled (2005), promove uma maior plasticização e movimentação do material em seu redor. Constatou-se também que os valores de carga axial relativos à soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* foram sempre muito superiores aos correspondentes à soldadura *PL_L-750_16_P_Cu*, embora ambas tenham sido realizadas com controlo de posição.

Pensa-se que a elevada ausência de material observada na soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* possa ter sido originada não apenas por um factor em particular, mas sim por uma combinação de vários factores. Ao estabelecer-se comparação entre a soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* e a soldadura *CL_L-750_16_C_Cu* julga-se que a maior continuidade da segunda teve como base o facto de ter sido realizada com uma ferramenta de base côncava na qual se procedeu a controlo de carga. Por outro lado, julga-se que o melhor aspecto da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* quando comparada com a soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* deva ser resultado da utilização de uma ferramenta de base estriada e pino roscado.

3.2 – ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A análise microestrutural tornou possível constatar a presença de estruturas intercaladas/mistas na generalidade das soldaduras, identificar características das diferentes zonas microestruturais específicas do Processo de Soldadura por Fricção Linear e as particularidades do fluxo metálico.

3.2.1 – Estruturas Intercaladas/Mistas

A observação microscópica das ligações soldadas permitiu constatar que as soldaduras realizadas com o Cobre do lado do avanço possuem uma característica em comum, a presença de uma estrutura intercalada de Alumínio e Cobre situada na sua zona central, embora ligeiramente desviada para o lado referente ao avanço da ferramenta.

A referida estrutura de configuração em vórtice/espiral aparenta ser resultado de um tumultuoso processo de mistura, resultante do fluxo de material no estado sólido. Constata-

se que o aparecimento destas estruturas ocorre exclusivamente na região do *Nugget*, onde os grãos de muito reduzida dimensão são caracterizados por terem sofrido recristalização dinâmica, sendo responsáveis pela acomodação do fluxo de material plasticizado. A estrutura do grão recristalizado torna habitualmente possível o fluxo superplástico do material (Li, Murr & McClure, 1999). Durante o intervalo de tempo em que na zona da soldadura a temperatura permanece elevada é necessário que ocorra recristalização dinâmica de modo a possibilitar o fluxo instantâneo de material no estado sólido (Li, Murr & McClure, 1999). Li, Trillo & Murr (2000) afirmam que a recristalização dinâmica proporciona então um mecanismo para os dois metais de base fluírem e se intercalarem em estruturas complexas na zona da soldadura. A complexa morfologia das estruturas observadas deriva da intercalação irregular de lamelas formadas pela sobreposição ou interpenetração dos fluxos do material recristalizado dinamicamente das duas ligas soldadas (Li, Trillo & Murr, 2000).

As estruturas intercaladas observadas apresentam alterações morfológicas consoante a soldadura a que pertencem.

Na soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* observa-se a presença de uma estrutura onde é clara a distinção entre as lamelas de Cobre e Alumínio. A Figura 4 evidencia a existência de lamelas de geometria bem definida configuradas em espiral.

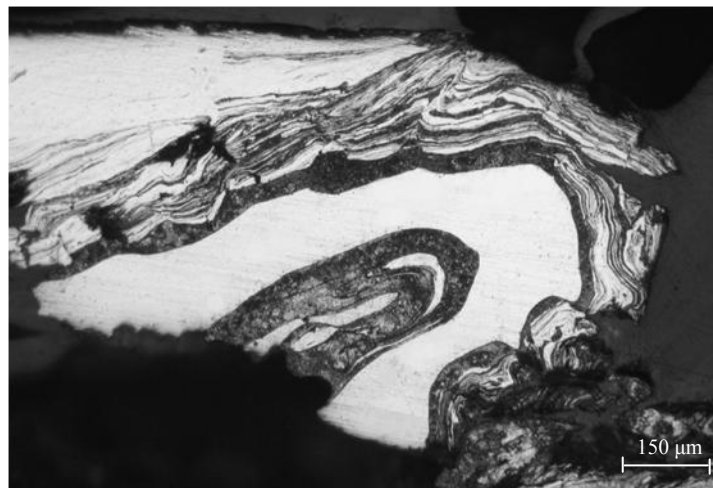


Figura 4 – Estrutura intercalada referente à soldadura *PL_L-750_16_P_Cu*, constituída por lamelas de Alumínio (branco) e Cobre (cinzento) com configuração em espiral (100x).

Observando a soldadura *CL_L-750_16_C_Cu* constata-se a existência de uma estrutura intercalada de morfologia algo distinta da anterior, onde as lamelas dos dois

metais, quando distinguíveis, aparentam possuir espessura muito inferior e geometria variável. Parece resultar de um processo de maior tumulto. A Figura 5 permite ter noção do dinamismo patente na formação da referida estrutura, onde se destacam os remoinhos representativos da turbulência do processo.

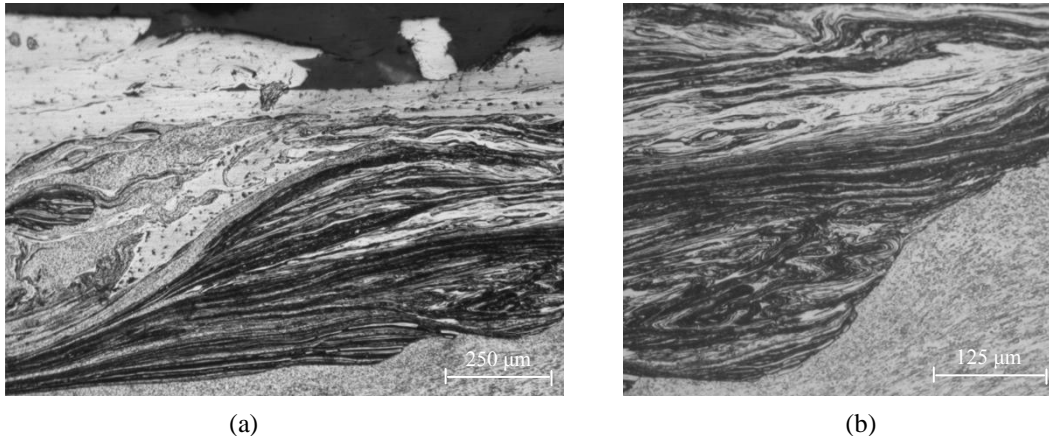


Figura 5 – Estrutura intercalada referente à soldadura *CL_L-750_16_C_Cu*, aparentemente resultante de um processo de grande turbulência, (a) 100x, (b) 200x.

A estrutura intercalada referente à soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu* é morfológicamente semelhante à anterior, todavia cobre uma área ligeiramente superior. É possível observar, na Figura 6, uma estrutura representativa de um fenómeno caótico gerado pelo escoamento de dois metais que, embora se encontrassem no estado sólido, apresentaram um comportamento semelhante ao de um fluido.

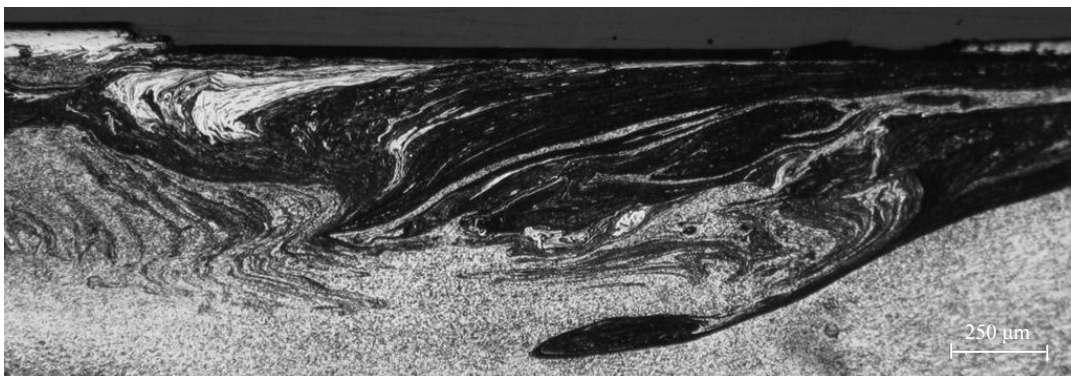


Figura 6 – Estrutura intercalada referente à soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu* representativa de um fluxo metálico de grande turbulência (50x).

Entre as soldaduras onde se verificou a presença de uma região intercalada de Alumínio e Cobre, foi na ligação soldada *CL_L-1000_25_C_Cu* que a referida região

apresentou menor dimensão. Analisando a Figura 7 verifica-se que a estrutura intercalada apresenta geometria em vórtice bem definida.

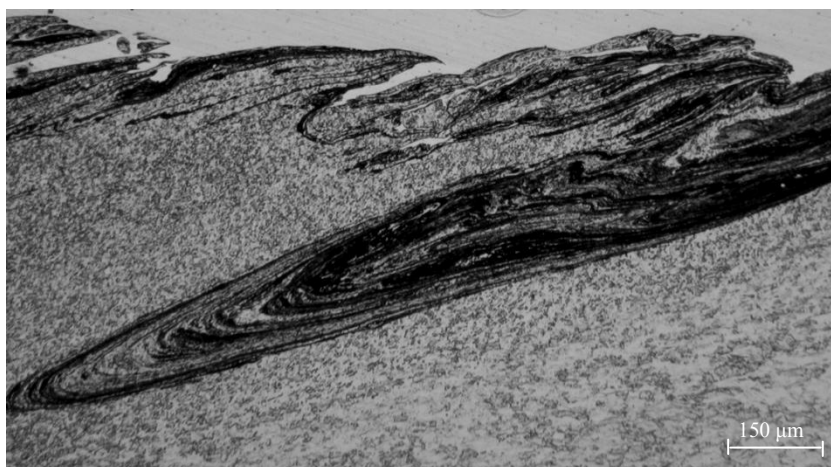


Figura 7 – Estrutura intercalada referente à soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu* constituída por lamelas de Alumínio e Cobre de configuração em vórtice (100x).

Analisando as diferentes estruturas de intercalação dos dois metais em função da soldadura a que correspondem, pode referir-se que, aparentemente, a morfologia das referidas estruturas é função dos parâmetros caracterizadores de cada soldadura.

Li, Trillo e Murr (2000) constataram que as estruturas associadas ao fluxo de metal no estado sólido são dependentes de três factores, a geometria da ferramenta, o ângulo de ataque da base da ferramenta e o tamanho do grão recristalizado dinamicamente. Embora o último factor não seja um parâmetro de soldadura está directamente relacionado com eles, nomeadamente com as velocidades de rotação e avanço da ferramenta.

Na presente situação pode referir-se que a estrutura intercalada observada na soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* possui uma morfologia que a diferencia das demais. Tal facto pode, em princípio, estar relacionado com o ter-se utilizado para a sua execução, nas mesmas condições de avanço e rotação, uma ferramenta distinta das restantes. A ferramenta de base plana utilizada para a sua realização foi em princípio responsável por um fluxo de material no estado sólido distinto do verificado nas soldaduras realizadas com a ferramenta de base côncava.

Outra justificação reside no facto desta soldadura não ter sido realizada, contrariamente às da série *CL_L*, com controlo de carga, mas sim de posição. Tendo aparentemente ocorrido redução na carga axial aplicada, como se constatou no Gráfico 1, levando a uma menor geração de calor e traduzindo-se numa menor plasticização do

material. Esta justificação pode estar na base da menor turbulência aparentada pela estrutura lamelar referente a esta soldadura. Todavia não foi encontrada bibliografia onde este factor fosse apontado como influente na morfologia das estruturas de lamelas intercaladas.

Como se constatou nas Figuras 5, 6 e 7 também as estruturas intercaladas referentes a soldaduras realizadas com ferramenta semelhante apresentaram diferenças na sua morfologia. A maior velocidade de rotação utilizada na execução da soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu*, relativamente à utilizada na ligação *CL_L-750_16_C_Cu*, motivou a maior dimensão e aspecto caótico aparentados pela sua estrutura lamelar. À semelhança de Li, Murr & McClure (1999) constatou-se que o aumento da velocidade de rotação da ferramenta foi responsável pelo aumento da turbulência e consequente destruição de estruturas regulares de fluxo.

A soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu*, embora tenha sido realizada com uma velocidade de rotação de 1000 rpm, possui uma estrutura intercalada muito ténue. Todavia, a velocidade de avanço da ferramenta na execução da referida soldadura foi de 25 cm/min e não de 16 cm/min como nas anteriores. Consta-se então que o aumento da velocidade de avanço, e consequente diminuição do calor transmitido ao material, foi determinante para a morfologia da estrutura lamelar. Comparativamente com as ligações *CL_L-750_16_C_Cu* e *CL_L-1000_16_C_Cu* esta soldadura possui uma menor razão *Velocidade de rotação/Velocidade de avanço* da ferramenta e, por consequência, um menor “input” de calor.

Em qualquer uma das estruturas observadas torna-se difícil estabelecer com clareza distinção entre as lamelas de Cobre e Alumínio. O processo de mistura aparenta ter sido tão intenso que não é de descartar a hipótese que outras fases, nomeadamente intermetálicas, possam estar presentes nestas estruturas.

Também a soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* apresenta no *Nugget* uma estrutura de material bastante peculiar. É possível observar nesta região uma língua de material que penetra totalmente na camada de Cobre, ao longo da espessura dos elementos soldados. A referida língua de material encontra-se representada na Figura 8.

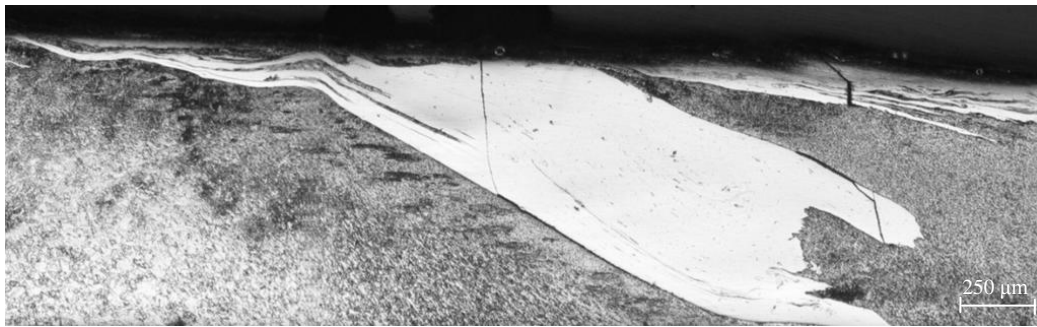


Figura 8 – Língua de material formada no *Nugget* da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* (50x).

Esta estrutura de material de forma bastante peculiar aparenta também ser resultado de um extenso processo de interpenetração e mistura dos dois metais. É expectável, à semelhança das estruturas referentes às soldaduras acima observadas, que esta língua de material seja resultado de um processo dinâmico caótico de interacção dos fluxos dos dois metais. O facto da referida estrutura penetrar totalmente ao longo da espessura das chapas soldadas evidencia uma elevada movimentação vertical de material. Tal situação aparentemente resulta de, na execução desta soldadura, ter sido utilizada uma ferramenta de base estriada e pino roscado com comprimento ligeiramente superior aos restantes. O seu uso permitiu um maior volume de material plasticizado e movimentado. Como referem Leal, Leitão, Loureiro, Rodrigues & Vilaça (2008) a utilização desta ferramenta permitiu uma maior interacção entre os volumes movimentados pelos seus pino e base.

Contudo, a formação de estruturas lamelares não é exclusiva das soldaduras realizadas com o Cobre do lado do avanço. Também nas soldaduras *CL_L-750_16_C_Al* e *CL_L-1000_25_C_Al* se observa na região do Alumínio, na zona de grão aparentemente recristalizado, a presença de uma estrutura lamelar configurada em vórtice, porém representativa de um fenómeno menos turbulento. As ligações soldadas *CL_L-750_16_C_Al* e *CL_L-1000_25_C_Al* foram efectuadas, à excepção do posicionamento contrário das chapas, em condições idênticas às das soldaduras *CL_L-750_16_C_Cu* e *CL_L-1000_25_C_Cu*, respectivamente. Tal como nas duas ligações atrás analisadas, a soldadura realizada a menores velocidades de rotação e avanço apresentou uma estrutura intercalada de maior dimensão. Como se pode verificar nas Figuras 9 e 10, a soldadura *CL_L-750_16_C_Al* apresenta uma estrutura intercalada mais abrangente que a correspondente à soldadura *CL_L-1000_25_C_Al*. A soldadura *CL_L-750_16_C_Al* está associada a uma maior razão *Velocidade de rotação/Velocidade de avanço* da ferramenta e, por consequência, a um maior “input” de calor.



Figura 9 – Estrutura intercalada com configuração em vórtice, referente à soldadura *CL_L-750_16_C_Al*, (50x).

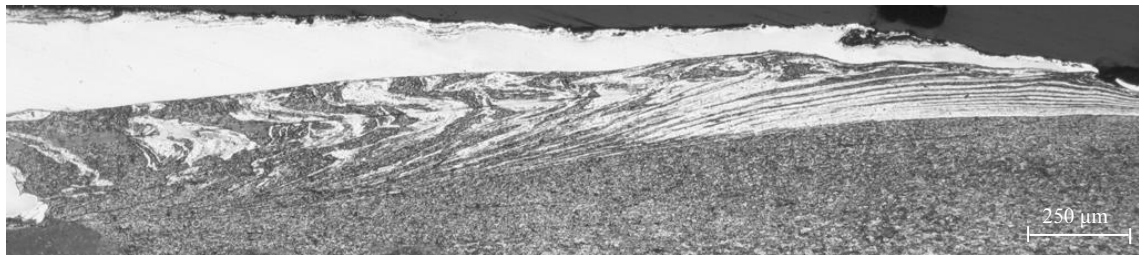


Figura 10 – Estrutura intercalada com configuração em vórtice, referente à soldadura *CL_L-1000_25_C_Al*, (50x).

As estruturas intercaladas de todas as soldaduras possuem uma característica em comum, a sua formação ocorre sempre na zona de grão recristalizado do lado referente ao avanço da ferramenta. Abdollah-Zadeh, Saeid & Sazgari (2008) referem que é nesta região que maiores temperatura e deformação são sentidas, assim julga-se que este poderá ser um importante factor na formação de estruturas intercaladas sempre do lado correspondente ao avanço da ferramenta.

Observou-se, todavia, uma assinalável diferença nestas estruturas consoante a soldadura tenha sido realizada com o Cobre ou o Alumínio do lado do avanço. Todas as estruturas intercaladas correspondentes a soldaduras realizadas com o Cobre do lado do avanço, à excepção da soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu*, apresentam fissuração. A presença de fendas nestas regiões sugere que se tratam de zonas extremamente duras e frágeis. Este facto leva a suspeitar que a constituição destas estruturas pode variar consoante se trate de uma soldadura realizada com o Alumínio ou o Cobre do lado do avanço. Na Figura 11 está representada a incidência de fissuração em duas soldaduras realizadas com o Cobre do lado do avanço.

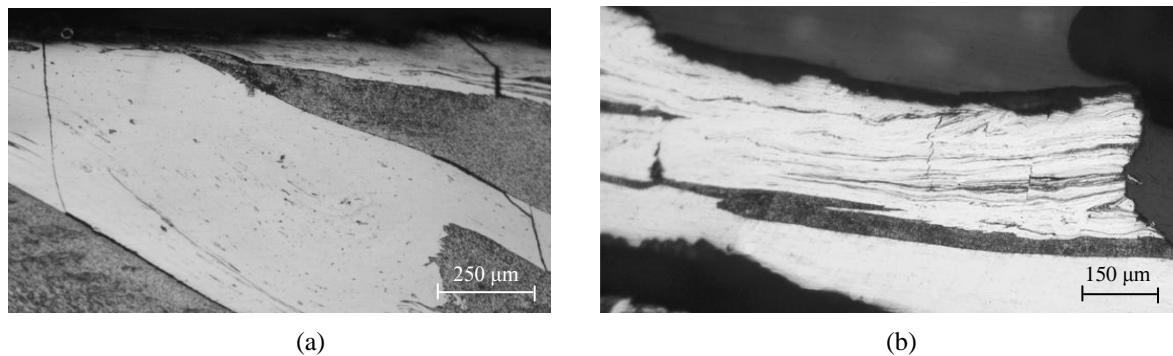


Figura 11 – Incidência de fissuração na região intercalada das soldaduras (a) *PE_R-750_16_P_Cu* (50x) e (b) *PL_L-750_16_P_Cu* (100x).

3.2.2 – Zonas Microestruturais Características/Fluxo de Material

Os Materiais de Base Alumínio e Cobre possuem as características microestruturais evidenciadas na Figura 12. Os grãos característicos dos metais AA 5083 H111 e Cu DHP não afectados possuem um tamanho médio de 28 µm e 32µm, respectivamente.

As microestruturas expressas nesta figura são características de regiões suficientemente afastadas da zona da soldadura onde não ocorreu qualquer interferência térmica ou mecânica na estrutura do grão. Em ambas as imagens observa-se, aparentemente, grão relativamente grosseiro e de geometria irregular.

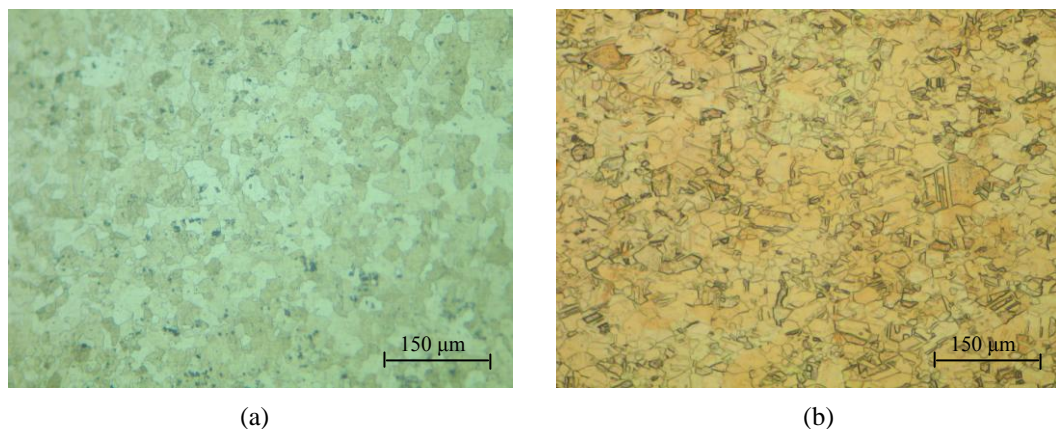
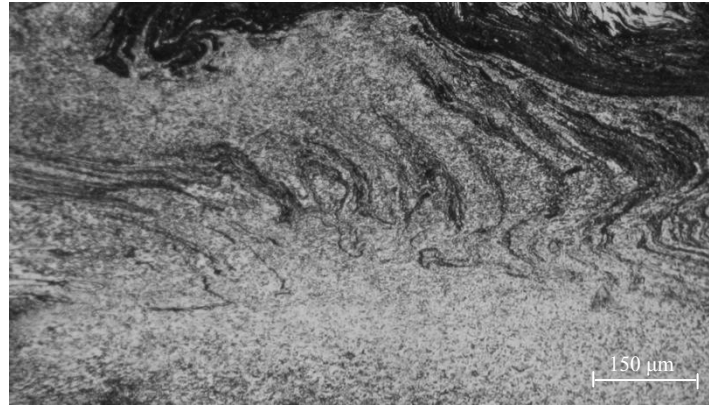


Figura 12 – Microestrutura dos Materiais de Base. (a) Alumínio 5083 H111, (b) Cobre DHP. (200x).

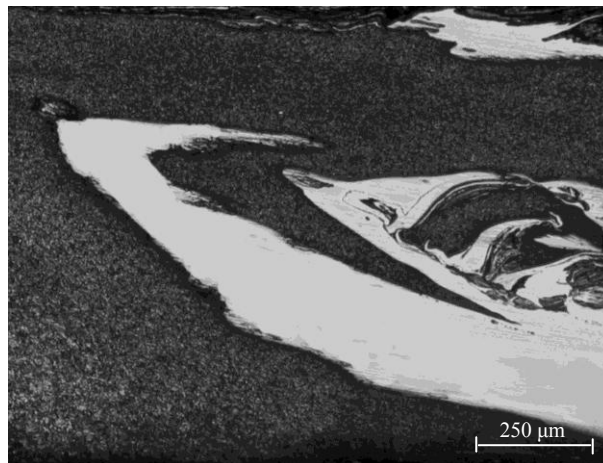
Nas restantes zonas das soldaduras estudadas observam-se diferenças microestruturais em função dos parâmetros de soldadura seleccionados para a sua realização. Existem porém certas características comuns a todas as ligações.

As soldaduras alvo do presente estudo são caracterizadas pelo facto de, no *Nugget*, os dois metais envolvidos na ligação evidenciarem uma estrutura de grão muito refinada,

como se ilustra na Figura 13. Scialpi, De Giorgi, De Filippis, Nobile & Panella (2008) referem que a elevada temperatura e a severa deformação plástica sentida nesta região leva a que ocorra recristalização dinâmica, sendo esta, por sua vez, responsável pelo aparecimento de grão fino e equiaxial.



(a)



(b)

Figura 13 – (a) *Nugget* da soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu* onde é visível grão de Cobre de fina estrutura (100x); (b) Grão de Alumínio refinado presente no *Nugget* da soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* (50x).

A Figura 14 permite aparentemente ter noção da equiaxialidade e da ordem de grandeza do grão de Cobre recristalizado de uma zona localizada do *Nugget* da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu*. Em princípio o grão de Cobre na região do *Nugget* desta soldadura apresenta uma ordem de grandeza de 2 μm a 3 μm, todavia tem-se a noção da impossibilidade em extrapolar esta avaliação à generalidade dos grãos pertencentes à região mencionada. A pequena ordem de grandeza aparentemente apresentada pelo grão é indicativa da ausência de uma grande quantidade de calor adicionado e consequentemente um reduzido crescimento residual do grão recristalizado.

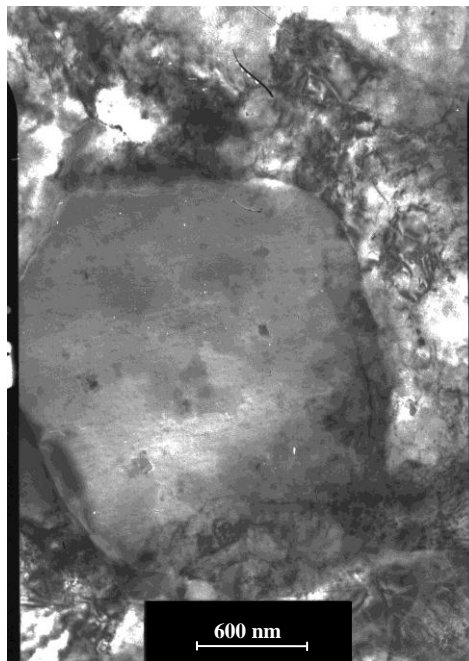


Figura 14 – Fotografia TEM de uma zona localizada do *Nugget* da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu*.

A morfologia do *Nugget* revelou ser função dos parâmetros seleccionados para a execução de cada uma das soldaduras, todavia a presença de uma estrutura intercalada/mista nesta região é uma característica comum a todas elas. Esta estrutura, por sua vez, possui particularidades igualmente dependentes dos parâmetros de soldadura.

A extensão da zona de grão recristalizado não é constante em todas as ligações soldadas, verificando-se ser função da velocidade de rotação da ferramenta. Nas ligações da série *CL_L* observou-se que entre duas soldaduras efectuadas com a mesma velocidade de avanço a realizada com menor velocidade de rotação, *CL_L-750_16_C_Cu*, apresentava na zona inferior do *Nugget* grão de Cobre de maior dimensão e aparentemente deformado (não recristalizado), como se pode visualizar na Figura 15. Por sua vez, a soldadura realizada com maior velocidade de rotação, *CL_L-1000_16_C_Cu*, possuía na mesma região, ao longo de toda a espessura, grão de Cobre muito refinado sem aparente deformação (recristalizado). À partida a diferença evidenciada pelas duas soldaduras resulta de menores velocidades de rotação da ferramenta implicarem menor geração de calor e, conseqüentemente, menor extensão de material recristalizado. Comparando as soldaduras *CL_L-1000_16_C_Cu* e *CL_L-1000_25_C_Cu*, ambas realizadas a 1000 rpm, embora a diferentes velocidades de avanço, verificou-se que a soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu*, realizada a maior velocidade de avanço, apresenta aparentemente menor extensão de grão recristalizado na zona do *Nugget*. Esta observação refere-se

essencialmente ao grão de Alumínio e pode ser resultado do menor “input” de calor associado à soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu*.



Figura 15 – Variação estrutural do grão de Cobre ao longo da espessura do *Nugget* da soldadura *CL_L-750_16_C_Cu* (100x).

Em todas as soldaduras analisadas foi possível verificar a presença de uma outra região característica da Soldadura por Fricção Linear, a *Zona Térmica e Mecanicamente Afectada*, que se encontra junto ao *Nugget*. Aqui o material ao não ser sujeito a tão elevados valores de temperatura e deformação não sofre recristalização dinâmica. O grão característico desta região possui aparentemente dimensão superior ao do *Nugget* e evidencia grande deformação. Na Figura 16 visualiza-se a elevada deformação do grão de Cobre correspondente a esta zona da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu*.

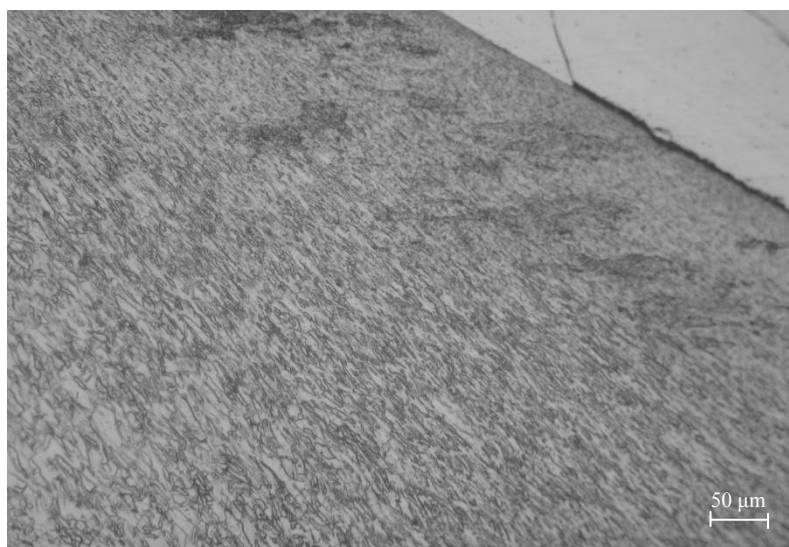
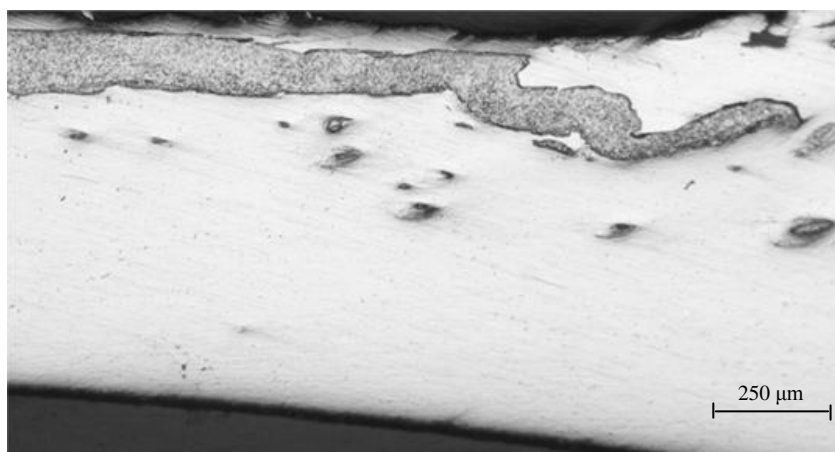


Figura 16 – Grão de Cobre correspondente à Zona Térmica e Mecanicamente Afectada da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* (200x).

Menos evidente de distinguir é a *Zona Afectada pelo Calor*, uma vez que nenhum dos vários ataques realizados permitiu definir perfeitamente os grãos de Cobre e Alumínio, tornando assim difícil definir esta região com clareza. Sabe-se todavia que é caracterizada por possuir grão que embora não tenha sofrido deformação foi afectado pelo aumento da temperatura, levando ao aumento da sua dimensão e conseqüente perda de propriedades mecânicas, nomeadamente dureza. Espera-se então numa fase mais avançada deste estudo conseguir distinguir esta zona com base nas suas propriedades mecânicas.

Uma outra característica microestrutural interessante de se verificar consiste no modo como se dá a interpenetração dos materiais, consoante se observem soldaduras realizadas com o Cobre ou o Alumínio do lado do avanço. No caso das soldaduras efectuadas com o Cobre do lado do avanço verifica-se que uma espessa camada de Alumínio é arrastada para o lado correspondente ao Cobre, todavia no caso inverso apenas finos braços e alguns flocos de Cobre são arrastados para a região do Alumínio. Esta situação é, em princípio, explicada pela maior resistência ao fluxo do Cobre. A Figura 17 torna possível comparar, em duas soldaduras realizadas com iguais parâmetros, o fino braço de cobre penetrante na região do Alumínio da soldadura *CL_L-750_16_C_Al*, por oposição à extensa camada de Alumínio arrastada para a zona do Cobre na soldadura *CL_L-750_16_C_Cu*.



(a)



(b)

Figura 17 – (a) Fino braço de Cobre penetrante na região do Alumínio da soldadura *CL_L-750_16_C_Al* (50x); (b) Espessa camada de Alumínio (branco) arrastada para a zona do Cobre (cinzento) da soldadura *CL_L-750_16_C_Cu* (50x).

3.3 – PROPRIEDADES MECÂNICAS

Em termos de propriedades mecânicas obtiveram-se resultados referentes aos valores de dureza avaliados ao longo da secção transversal das soldaduras e aos comportamentos das ligações soldadas quando sujeitas a dobragem e tracção.

3.3.1 – Dureza

Os Gráficos 2 a 8 representam os valores de dureza característicos de diferentes pontos da secção transversal, de todas as ligações soldadas estudadas, em função da distância a que se encontram do centro da soldadura.

Observa-se que as referidas soldaduras apresentam, sem excepção, um gradiente de dureza ao longo da sua secção transversal, manifestando-se todavia de um modo mais acentuado em alguns casos.

As durezas características dos materiais de base Alumínio 5083 H111 e Cobre DHP são 70 HV_{0,05} e 91 HV_{0,2}, respectivamente. Assim é notório nos Gráficos 2 a 8 que a aproximação ao centro da soldadura gera um significativo aumento na dureza dos dois metais soldados. Verifica-se que ocorre dos dois lados das soldaduras um incremento de dureza, relativamente aos valores característicos dos dois materiais de base, na área definida pelo *Nugget e Zona Térmica e Mecanicamente Afectada*.

O aumento de dureza que tem lugar nas *Zonas Térmica e Mecanicamente Afectadas* das soldaduras estudadas deve-se ao facto dos metais se encontrarem muito deformados, apresentando, nesta região, quer do lado do avanço quer do recuo, uma estrutura de grão alongado e relativamente fino. Nas soldaduras analisadas a dureza característica do Alumínio térmica e mecanicamente afectado é variável entre, aproximadamente, 70 HV_{0.2} e 80HV_{0.2}, sendo tanto maior quanto mais deformado o grão se encontrar. Por sua vez, o Cobre afectado térmica e mecanicamente é caracterizado por um valor de dureza situado no intervalo entre, aproximadamente, 90 HV_{0.2} e 105 HV_{0.2}.

É na região do *Nugget* que, salvo raras excepções, se verificam os mais elevados valores de dureza. A elevada temperatura e a forte deformação a que o material se encontra sujeito nesta zona fazem com que os dois metais envolvidos na ligação sofram recristalização dinâmica, originando o aparecimento de grão fino e equiaxial. O refinamento da estrutura do grão é responsável pelo elevado aumento de dureza verificado nesta região. Observa-se que o Cobre recristalizado exhibe um valor de dureza variável entre, aproximadamente, 110 HV_{0.2} e 140 HV_{0.2}. Por seu lado, o Alumínio recristalizado apresenta valores de dureza situados no intervalo de, aproximadamente, 80 HV_{0.2} a 105 HV_{0.2}. Se no caso do Cobre recristalizado os valores de dureza que o caracterizam não apresentam grande variação consoante a soldadura em análise, no caso do Alumínio a situação é diferente. Na soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu* não foi detectado qualquer valor característico do Alumínio recristalizado, não se obtendo para este material, na região do *Nugget*, um único valor de dureza superior a 80 HV_{0.2}. Tal situação aliada ao facto de ter sido uma das soldadura realizadas com a menor razão *Velocidade de rotação/Velocidade de avanço* e, conseqüentemente, com um dos menores inputs de calor, poderia levar a que se suspeitasse da não ocorrência de recristalização. Todavia, esse não é aparentemente o caso, uma vez que é notório um elevado refinamento do grão na região do *Nugget*. Parece ser mais adequado admitir-se que a região de grão de Alumínio recristalizado é menor comparativamente com a das restantes soldaduras. Assim, pode ter acontecido que nenhuma das indentações realizadas para a avaliação da dureza tenham sido efectuadas numa zona de Alumínio recristalizado. Uma outra situação particular relacionada com o valor de dureza do Alumínio recristalizado prende-se com os elevados valores avaliados na soldadura *PL_L-750_16_P_Cu*. Nesta soldadura os valores de dureza característicos da zona de Alumínio recristalizado são superiores aos avaliados para as restantes soldaduras, ascendendo a, aproximadamente, 100 HV_{0.2}. Este aumento de dureza pode ser devido à

coacção de dois factores, o baixo “input” de calor, resultante da relativamente baixa razão *Velocidade de rotação/Velocidade de avanço* da ferramenta e à possível baixa pressão associada ao facto da soldadura ser realizada com controlo de posição e não de carga. Pode então não ocorrer uma geração de calor tão elevada como nos restantes casos, o que apesar de levar à ocorrência de recristalização não proporciona o crescimento do grão. Assim o grão de estrutura muito refinada é responsável pelo aumento de dureza.

Porém, na zona do *Nugget*, existe uma região onde são observados, para a maioria das soldaduras, os valores de dureza mais elevados. A referida região consiste na estrutura intercalada/mista analisada no capítulo anterior. Observa-se nos Gráficos 2, 3, 7 e 8 que nas soldaduras realizadas com o Cobre do lado do avanço a dureza associada à estrutura intercalada pode atingir valores na ordem dos 500 HV_{0,2}. Assim realizou-se uma análise mais aprofundada da evolução da dureza nesta região, para tal efectuou-se a avaliação de dureza em sucessivas camadas das regiões intercaladas referentes às soldaduras *CL_L-1000_16_C_Cu* e *PE_R-750_16_P_Cu*, estando representadas nas Figuras 18 e 19. Verifica-se então que a dureza destas regiões não é uniforme, apresentando variação entre 140 HV_{0,2} e 700 HV_{0,2}. O valor mais elevado de dureza é obtido na estrutura intercalada referente à soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu* num local muito próximo de uma fissura. Assim, comprova-se a suspeita levantada no capítulo anterior de que as regiões intercaladas das soldaduras *CL_L-750_16_C_Cu*, *CL_L-1000_16_C_Cu*, *PL_L-750_16_P_Cu* e *PE_R-750_16_P_Cu* se tratam de zonas muito duras e frágeis. O elevado gradiente de dureza associado a estas regiões leva a crer da existência de um gradiente de composição química nas referidas estruturas. É expectável que nestas regiões não exista somente Alumínio e Cobre, mas também alguma fase intermetálica resultante do arrefecimento. Todavia, esta confirmação apenas será realizada numa fase mais avançada do presente estudo. Pese embora ter sido realizada com o Cobre do lado do avanço, a soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu* não apresenta a formação de uma estrutura intercalada tão frágil quanto a existente nas restantes soldaduras realizadas deste modo. Na análise microestrutural realizada no capítulo anterior constatou-se que a estrutura intercalada verificada nesta soldadura era muito diferente da observada nas restantes, apresentando uma morfologia indicativa de menor turbulência e dinamismo, aparentemente por lhe ter sido adicionada a menor quantidade de calor. Todavia é nesta região que a soldadura apresenta o seu pico de dureza de, aproximadamente, 130 HV_{0,2}.

As soldaduras realizadas com o Alumínio do lado do avanço não apresentaram, à semelhança da soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu*, picos excepcionais de dureza. O valor máximo de dureza avaliado na soldadura *CL_L-750_16_C_Al* (120 HV_{0,2}) não correspondeu à região definida pela estrutura intercalada, mas sim a uma zona de Cobre recristalizado. Por sua vez, na soldadura *CL_L-1000_25_C_Al* o valor máximo de dureza registado (136 HV_{0,2}) correspondeu a uma zona intercalada, todavia, não localizada no *Nugget*, mas sim numa região correspondente à extremidade da base da ferramenta, onde é notória uma extensa deformação no material. Assim, como observado no capítulo anterior através da ausência de fissuração nas estruturas intercaladas das soldaduras realizadas com o Alumínio do lado do avanço, comprova-se que nas ligações efectuadas deste modo não ocorre a formação de estruturas tão duras e frágeis como no caso das soldaduras realizadas com o Cobre do lado do avanço.

Na maioria dos gráficos apresentados *Dureza (HV_{0,2}) vs Distância ao centro da soldadura* observa-se uma quebra no valor da dureza para os pontos, de ambos os lados, mais afastados da região central da soldadura, descendo para valores inferiores aos característicos dos materiais de base Alumínio e Cobre. Esta quebra de dureza é correspondente à *Zona Afectada pelo Calor*. Nesta região, como se referiu no capítulo anterior, o grão de Alumínio e Cobre não sofre deformação, apenas é influenciado pelo aquecimento remanescente da soldadura, o que leva a um aumento do seu tamanho, tornando-se mais grosseiro e perdendo, conseqüentemente, propriedades mecânicas, nomeadamente dureza.

Embora muita informação possa ser retirada dos gráficos *Dureza (HV_{0,2}) vs Distância ao centro da soldadura* existem porém certas oscilações de dureza que não podem ser generalizadas, devendo ser cuidadosamente analisadas. Nas soldaduras *CL_L-750_16_C_Al* e *CL_L-1000_25_C_Al* constata-se um significativo aumento de dureza numa região consideravelmente afastada do centro da soldadura, do lado do Alumínio, sendo observados neste local valores de dureza mesmo superiores aos característicos do Alumínio recristalizado. Esta situação é devida à forte influência que a base da ferramenta exerce na soldadura de chapas de baixa espessura, provocando neste caso o arraste de “flocos” de Cobre para zonas consideravelmente distantes do centro de soldadura. Estes flocos de Cobre possuem grão recristalizado e são aparentemente os principais responsáveis pelo aumento de dureza nesta região. Na soldadura *CL_L-1000_25_C_Al* ocorre mesmo, como atrás se refere, a formação de uma estrutura intercalada de Alumínio

e Cobre na região limite da base onde o Alumínio se encontra fortemente deformado. Como se pode observar no Gráfico 6 não existe qualquer zona onde se observe amaciamento do material do lado do Alumínio, devendo-se tal situação à grande deformação que o material sofreu.

Outra dificuldade sentida na análise dos referidos gráficos consistiu na impossibilidade de delimitar rigorosamente, com base nos valores de dureza, as diferentes zonas microestruturais características do Processo de Soldadura por Fricção Linear. Esta limitação resulta de em qualquer uma das diferentes zonas poder existir um elevado gradiente estrutural, ou seja, a título de exemplo no caso da soldadura *CL_L-1000_25_C_Al* na zona limite da base pode coexistir grão extensamente deformado e grão recristalizado, caracterizados por diferentes valores de dureza. Torna-se também difícil estabelecer comparação entre as extensões das zonas microestruturais referentes às diferentes soldaduras, uma vez que devido à reduzida espessura das chapas soldadas a localização da recta sobre a qual foram realizadas as indentações influencia a análise da área de grão deformado. Concretamente se a recta estiver posicionada ligeiramente acima cria-se a ideia que a zona de grão deformado é muito superior que no caso da recta se posicionar ligeiramente abaixo, uma vez que quanto mais superiormente localizada estiver a recta maior área de grão deformado pela base será abrangida.

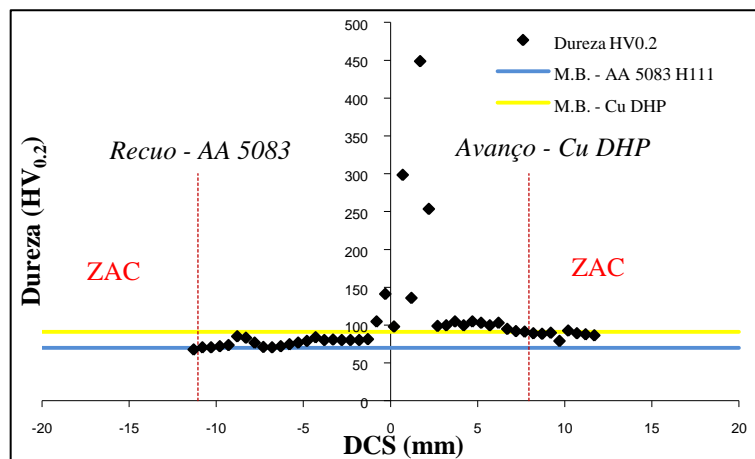


Gráfico 2 – Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura *CL_L-750_16_C_Cu*.

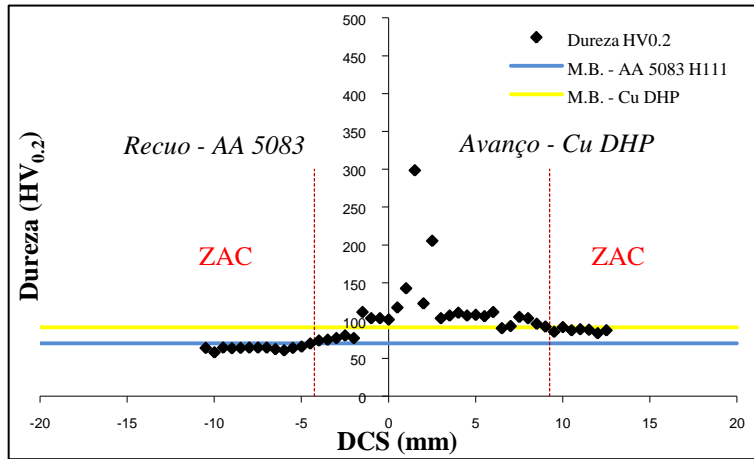


Gráfico 3 – Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura $CL_L-1000_{16}_C_{Cu}$.

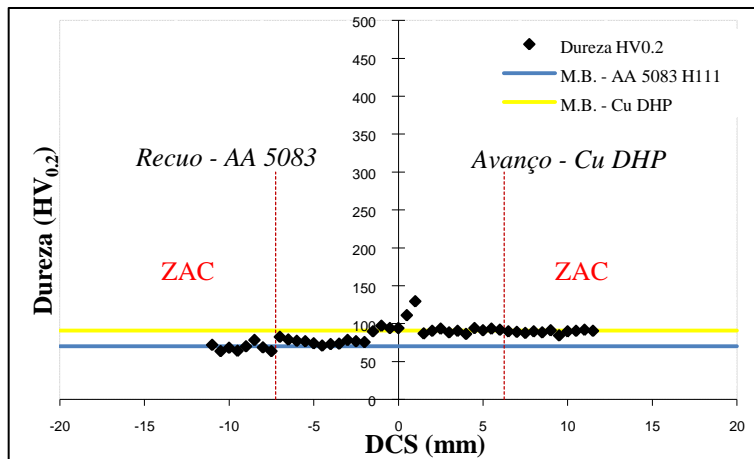


Gráfico 4 – Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura $CL_L-1000_{25}_C_{Cu}$.

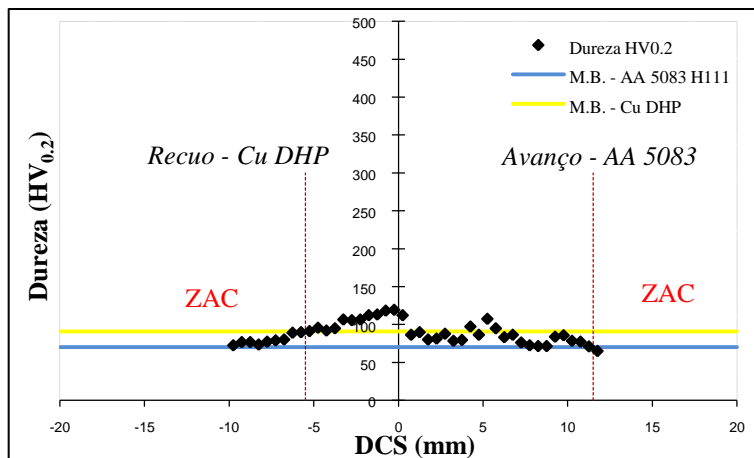


Gráfico 5 – Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura $CL_L-750_{16}_C_{Al}$.

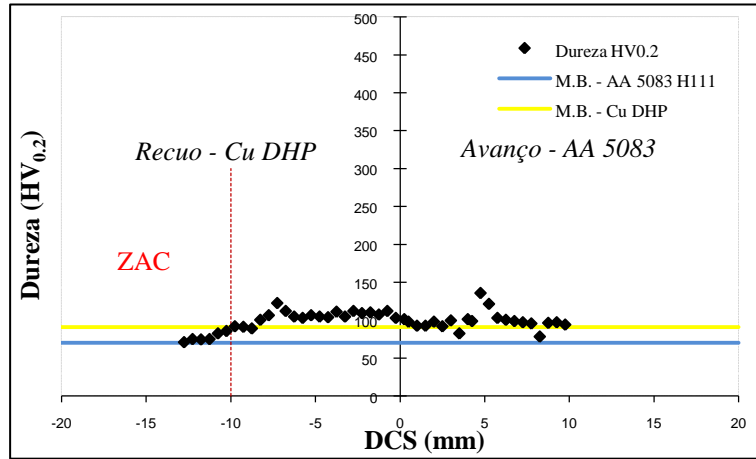


Gráfico 6 – Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura *CL_L-1000_25_C_Al*.

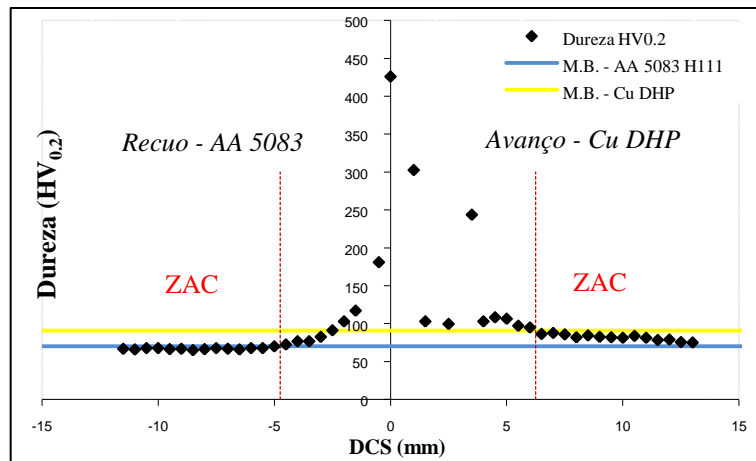


Gráfico 7 – Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura *PL_L-750_16_P_Cu*.

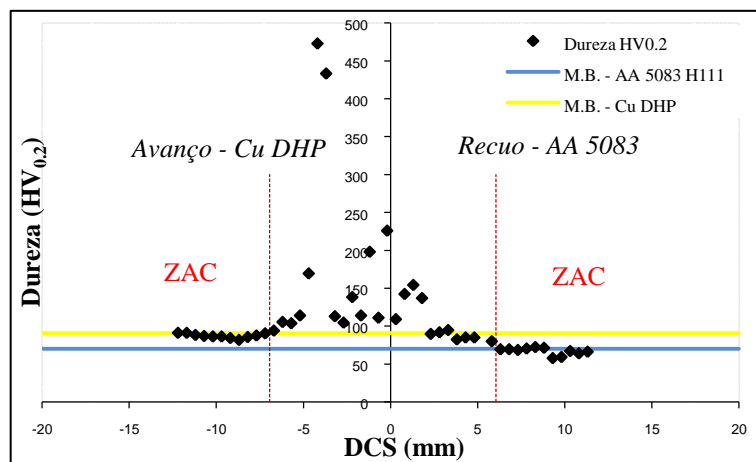


Gráfico 8 – Evolução da microdureza ao longo da secção transversal da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu*.

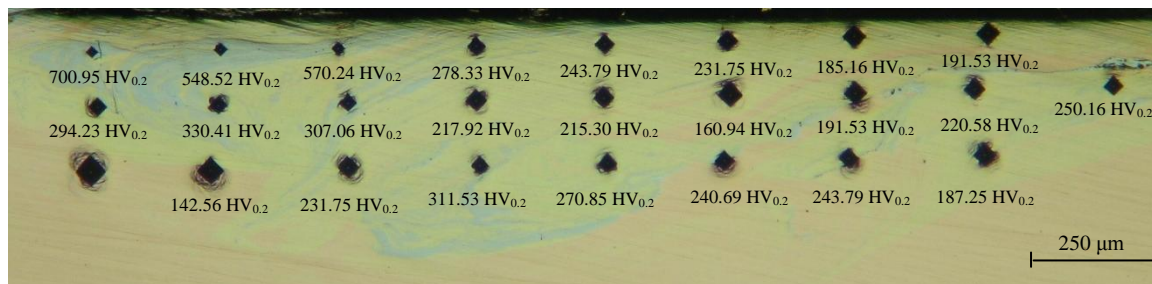


Figura 18 – Filas de indentações realizadas ao longo da estrutura intercalada da soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu* e correspondentes valores de dureza (HV_{0.2}) (50x).

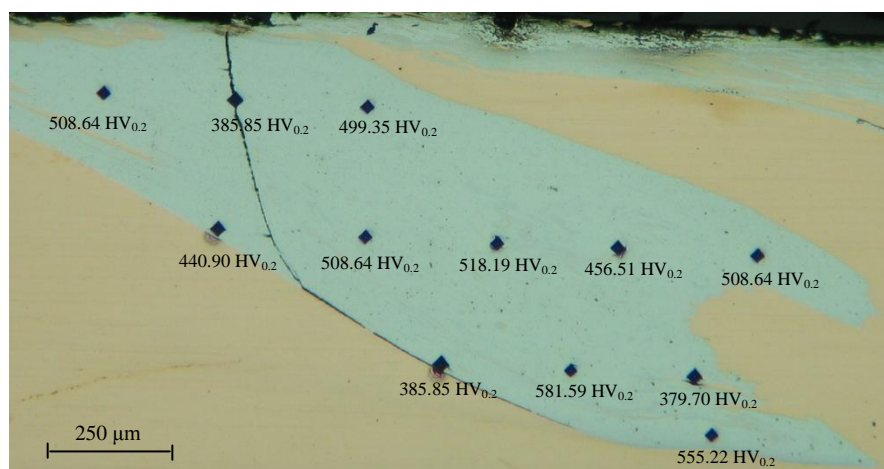


Figura 19 – Filas de indentações realizadas ao longo da estrutura intercalada da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* e correspondentes valores de dureza (HV_{0.2}) (50x).

3.3.2 – Dobragem/Tracção

Os provetes recolhidos das soldaduras em estudo apresentaram comportamentos muito díspares ao serem submetidos a ensaios de dobragem.

Os provetes referentes às soldaduras *PL_L-750_16_P_Cu* e *PE_R-750_16_P_Cu* foram os que registaram pior comportamento, rompendo na região do *Nugget*. A elevada ausência de material na proximidade da estrutura intercalada da soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* pode ter sido a principal causa do fraco comportamento apresentado pelo provete. Por sua vez, no caso do provete referente à soldadura *PE_R-750_16_P_Cu*, a elevada incidência de fissuração na estrutura intercalada foi aparentemente o factor que mais determinou a ocorrência de rotura nesta região.

À semelhança dos dois provetes anteriores também o provete referente à soldadura *CL_L-750_16_C_Cu* apresentou um comportamento medíocre ao ser submetido a dobragem, exibindo uma extensa fenda que teve origem na estrutura intercalada e se

estendeu ao longo da raiz da soldadura, ficando o referido provete no limiar de romper. Bastante melhor foi o comportamento do provete referente à soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu*, tendo apresentado uma reduzida fenda, igualmente originada numa região intercalada, que não se propagou na raiz da soldadura. A ocorrência de fendas com origem nas regiões intercaladas dos provetes relativos às soldaduras *CL_L-750_16_C_Cu* e *CL_L-1000_16_C_Cu* poder-se-á dever ao facto das referidas regiões serem, como se avançou nos capítulos anteriores, extremamente duras e frágeis.

Foi o provete referente à soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu* que apresentou o melhor comportamento quando sujeito ao ensaio de dobragem, não tendo apresentado qualquer fenda, resistindo na perfeição ao referido ensaio. Como se constatou nos capítulos anteriores a estrutura intercalada da soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu* possui dimensão e dureza inferiores às das restantes soldaduras. Assim julga-se que a fragilidade desta estrutura não é tão acentuada como nos restantes casos, o que aparentemente fez com que o provete resistisse ao ensaio de dobragem.

Os provetes referentes às duas únicas soldaduras realizadas com o Alumínio do lado do avanço demonstraram possuir comportamentos distintos. O provete *CL_L-750_16_C_Al* apresentou uma fenda que se propagou ao longo da raiz, enquanto que o provete *CL_L-1000_25_C_Al* apresentou apenas uma reduzida fenda que não se alastrou ao longo da raiz. Em qualquer um dos provetes referentes às soldaduras *CL_L-750_16_C_Al* e *CL_L-1000_25_C_Al* o aparecimento da fenda deu-se na região da estrutura intercalada. Estas estruturas, como se constatou no capítulo anterior, possuem valores de dureza bastante inferiores aos verificados nas soldaduras realizadas com o Cobre do lado do avanço, todavia foram igualmente responsáveis pelo aparecimento de fendas nos provetes.

O melhor comportamento evidenciado pela soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu* em relação à *CL_L-750_16_C_Cu* pode dever-se ao facto da soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu* ter sido realizada com maior razão *Velocidade de rotação/Velocidade de avanço* que a soldadura *CL_L-750_16_C_Cu* e assim possuir uma maior aglomeração dos metais soldados, tornando-se numa soldadura mais resistente (Abdollah-Zadeh, Saeid & Sazgari, 2008). Por outro lado o melhor comportamento demonstrado pela soldadura *CL_L-1000_25_C_Al* em relação à *CL_L-750_16_C_Al* pode resultar da primeira possuir uma região intercalada de menor dimensão, diminuindo assim a área de fragilidade.

As Figuras 20 e 21 são referentes aos comportamentos evidenciados por provetes correspondentes às soldaduras *PL_L-750_16_P_Cu* e *CL_L-1000_25_C_Cu* quando submetidos ao ensaio de dobragem.

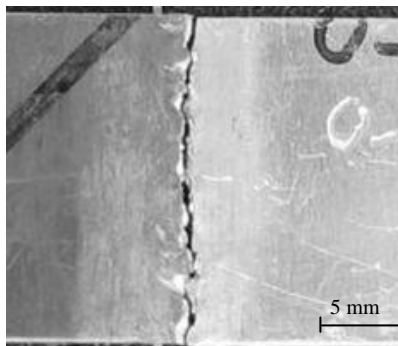


Figura 20 – Fenda na raiz da soldadura *PL_L-750_16_P_Cu* após ensaio de dobragem.



Figura 21 – Ausência de fenda na raiz da soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu* após ensaio de dobragem.

À exceção das soldaduras *PE_R-750_16_P_Cu* e *PL_L-750_16_P_Cu* cujos provetes apresentaram um comportamento muito fraco quando solicitados à dobragem, foram sujeitos a ensaio de tracção provetes recolhidos das restantes soldaduras em estudo.

Entre os provetes referentes a soldaduras realizadas com o Cobre do lado do avanço foi o correspondente à ligação *CL_L-1000_16_C_Cu* que exibiu maior resistência. Este provete rompeu na zona da soldadura, aparentemente na região da estrutura intercalada, à tensão de 205 MPa e deformação de 0.027 mm/mm. Por sua vez, o provete referente à soldadura *CL_L-750_16_C_Cu* demonstrou possuir menor resistência, rompendo à tensão de 186 MPa igualmente na zona da soldadura. Todavia a fractura do provete foi ligeiramente diferente da do caso anterior, uma vez que embora aparentemente tenha tido igualmente origem na estrutura intercalada o seu desenvolvimento ocorreu no local de união das camadas de Alumínio e Cobre. Esta situação resultará em princípio do facto de, comparativamente com a ligação anterior, a menor razão *Velocidade de*

rotação/Velocidade de avanço na realização da soldadura *CL_L-750_16_C_Cu* ter levado a que lhe fosse adicionada uma menor quantidade de calor, dando assim origem à produção de uma ligação onde as interfaces se encontram soldadas de modo incompleto (Abdollah-Zadeh, Saeid & Sazgari, 2008). O provete referente à soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu* foi o que apresentou a menor resistência, suportando apenas a deformação de 0.006 mm/mm à tensão máxima de 154 MPa. A rotura ocorreu na zona da soldadura, aparentemente na região da estrutura intercalada. Tal situação, não seria expectável, tendo em conta que, como se observou nos capítulos anteriores, a região intercalada desta soldadura era, comparativamente com a das restantes ligações, mais pequena e menos dura. O bom desempenho exibido por esta soldadura quando submetido a dobragem não fazia igualmente prever tão fraco comportamento ao ser traccionado. Contudo, a fraca resistência da soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu* pode ser devida à presença de algum defeito pontual na região intercalada ou então ser resultado da incompleta soldadura das interfaces Alumínio e Cobre, motivada pela sua realização estar associada à mais baixa razão *Velocidade de rotação/Velocidade de avanço* da ferramenta (Abdollah-Zadeh, Saeid & Sazgari, 2008).

Nos provetes referentes às soldaduras realizadas com o Alumínio do lado do avanço foi o correspondente à ligação *CL_L-1000_25_C_Al* que ao apresentar uma tensão de rotura de 211 MPa e 0.021 mm/mm de deformação demonstrou ser o mais resistente. O provete relativo à soldadura *CL_L-750_16_C_Al* rompeu à tensão de 203 MPa e deformação de 0.018 mm/mm. A maior resistência da soldadura *CL_L-1000_25_C_Al* em relação à *CL_L-750_16_C_Al* poderá resultar do facto da primeira soldadura possuir uma zona intercalada de menor dimensão, o que aparentemente diminuiu a dimensão da região de fragilidade. Outra vantagem que pode resultar da menor dimensão da região intercalada consiste na eventualmente menor incidência de fissuração. Todavia, na análise microestrutural não foram detectadas fissuras nas regiões intercaladas das soldaduras realizadas com o Alumínio do lado do avanço.

Ao compararem-se as ligações soldadas realizadas com os mesmos parâmetros, diferindo apenas o metal situado do lado do avanço, *CL_L-750_16_C_Cu/CL_L-750_16_C_Al* e *CL_L-1000_25_C_Cu/CL_L-1000_25_C_Al*, constata-se que as soldaduras obtidas com o Alumínio do lado do avanço apresentam maior resistência, o que era esperado com base nas menores dureza e fissuração das regiões intercaladas presentes

no *Nugget* das soldaduras assim obtidas. Porém este contraste é mais evidente no primeiro que no segundo par de soldaduras.

Todas as soldaduras estudadas apresentaram resistências que se situaram muito aquém das características dos materiais de base Alumínio e Cobre, o que foi comprovado pelo facto de todos os provetes romperem na zona da soldadura.

Embora as justificações encontradas para os diferentes comportamentos dos vários provetes traccionados pareçam bastante razoáveis, tem-se a noção de que seria necessário submeter a ensaio de tracção um maior número de provetes para aumentar a abrangência do estudo da resistência das ligações soldadas.

Encontram-se explicitados, no Quadro 5, os valores da tensão convencional de rotura e deformação em situação de carga máxima suportadas pelos provetes referentes às soldaduras e materiais de base quando submetidos a tracção. As curvas *Tensão Convencional vs Deformação* que descrevem o comportamento dos provetes traccionados estão representadas no Gráfico 9.

Quadro 5 – Tensão convencional de rotura e deformação em situação de carga máxima dos provetes sujeitos a tracção.

Proвете	σ_{Rot} [MPa]	$\epsilon (\sigma_{Rot})$ [mm/mm]
<i>CL_L-750_16_C_Cu</i>	186	0.013
<i>CL_L-1000_16_C_Cu</i>	205	0.027
<i>CL_L-1000_25_C_Cu</i>	154	0.006
<i>CL_L-750_16_C_Al</i>	203	0.018
<i>CL_L-1000_25_C_Al</i>	211	0.021
<i>AA 5083 H111</i>	240	0.155
<i>Cu DHP</i>	245	0.239

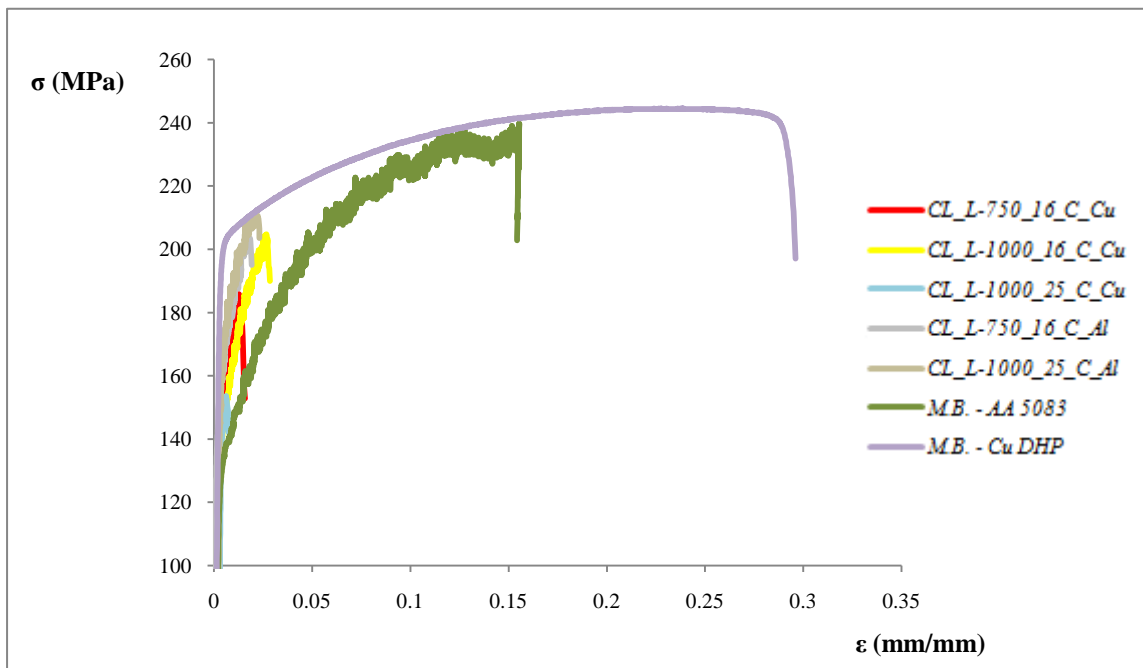


Gráfico 9 – Curvas *Tensão Convencional vs Deformação* características do comportamento dos provetes recolhidos da totalidade das soldaduras da série *CL_L* e dos materiais de base Alumínio e Cobre, quando submetidos a tracção.

Analisados os resultados dos ensaios de dobragem e tracção constatou-se que na ligação *CL_L-1000_25_C_Cu* o comportamento dos provetes referentes a esta soldadura foi bastante divergente consoante fossem dobrados ou traccionados. Assim, tendo em conta que os provetes foram retirados de sucessivas posições da soldadura, constata-se que poderá existir heterogeneidade de propriedades ao longo do cordão de soldadura. Podendo existir defeitos ou outro tipo de estruturas de relevo na porção de soldadura abrangida pelo provete que não foram detectadas na análise microscópica, daí que as justificações avançadas sejam sempre relativas, requerendo sempre uma análise mais profunda para que o grau de certeza possa ser aumentado.

3.4 – ANÁLISE QUÍMICA

No decorrer do presente estudo foi suscitada, com base nas suas morfologia e propriedades mecânicas, a hipótese da estrutura intercalada/mista presente na maioria das soldaduras possuir uma composição química não somente caracterizada pelos metais Alumínio e Cobre, o que levou a que se efectuasse o estudo da real composição das referidas estruturas.

Foi realizada a análise química quantitativa elementar das áreas da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* assinaladas pelos 14 pontos ilustrados nas Figuras 22 e 23. Os primeiros 12 pontos, ilustrados na Figura 22, correspondem a zonas localizadas no interior ou na proximidade da estrutura intercalada da referida soldadura. Na Figura 23 estão representados os pontos 13 e 14 que correspondem a áreas localizadas do *Nugget* da soldadura, na zona de transição dos metais Alumínio e Cobre, respectivamente.

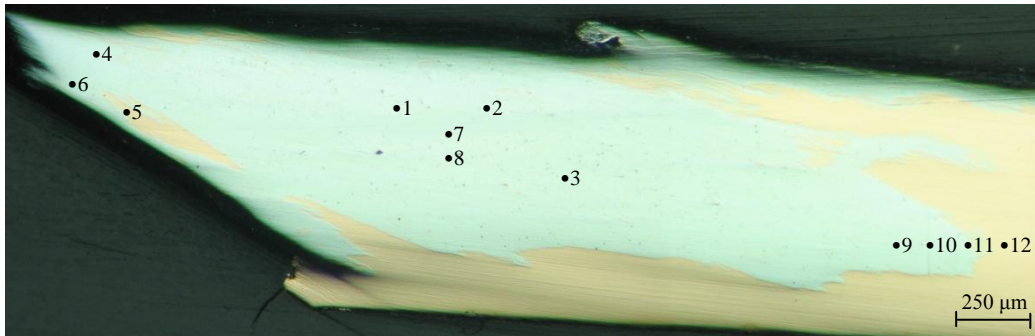


Figura 22 – Locais da estrutura intercalada da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* alvo de análise química elementar (50x).

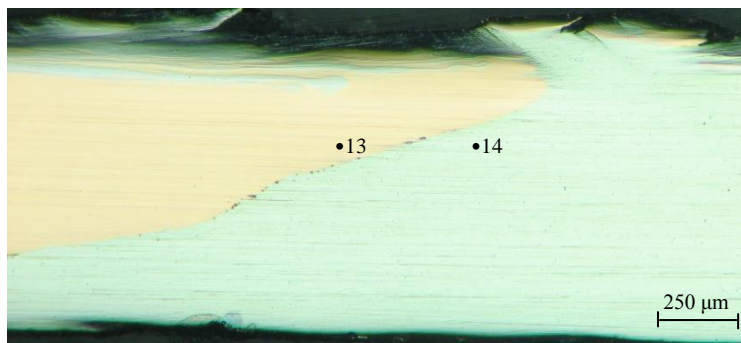


Figura 23 – Locais do *Nugget* da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* alvo de análise química elementar (50x).

A composição química quantitativa atômica e em peso (*% at* e *% w*) das regiões representadas por cada um dos pontos é apresentada no Quadro 6.

Verifica-se que todas as áreas pontuais analisadas situadas no interior da estrutura intercalada da soldadura em estudo (1–4, 6–8) possuem composição mista de Alumínio e Cobre. Assim, supõe-se que na referida estrutura estejam presentes fases intermetálicas resultantes do arrefecimento dos dois metais Alumínio e Cobre.

Quadro 6 – Composição química quantitativa elementar (% at., % w) de zonas localizadas da região intercalada e do *Nugget* da soldadura PE_R-750_16_P_Cu.

Zonas (Pontos)	% at.		% w	
	Alumínio	Cobre	Alumínio	Cobre
1	50.55	49.45	27.14	62.52
2	61.16	38.84	25.66	38.37
3	54.01	45.99	26.96	54.06
4	59.08	40.92	33.98	55.42
5	0.21	99.79	0.09	99.94
6	51.28	48.72	22.20	49.65
7	77.31	22.69	34.09	23.56
8	41.53	58.47	13.42	44.48
9	49.86	50.14	22.01	52.12
10	3.50	96.50	1.50	97.22
11	0.36	99.64	0.15	99.13
12	0.35	99.65	0.15	99.15
13	0.59	99.41	0.25	98.58
14	99.77	0.23	95.74	0.52

Ouyang, Yarrapareddy & Kovacevic (2006) ao ligarem Cobre à liga AA 6061 detectaram, na zona da soldadura, a presença da fase eutética α -Al/CuAl₂ e dos compostos intermetálicos CuAl₂, CuAl e Cu₉Al₄.

Wulff, Breach, Stephan, Saraswati & Dittmer (2004) e Wulff, Breach, Stephan, Saraswati, Dittmer & Garnier (2005) expõem várias propriedades caracterizadoras de fases intermetálicas de Alumínio e Cobre, como se representa no Quadro 7.

Quadro 7 – Propriedades químicas, morfológicas e mecânicas de fases intermetálicas de Alumínio e Cobre.

Fase	% at. (Cu)	Cor	Dureza (HV ₅)	Calor Efectivo de Formação (kJ/mol/at)
Al	0.0 – 2.84	Prateado	-----	-----
CuAl ₂	31.9 – 33.0	Branco/Amarelo	324	-6.08
CuAl	49.8 – 52.3	Cinzento	628	-5.27
Cu ₉ Al ₄	62.5 – 69	Branco/Amarelo Claro	549	-3.25
Cu	80.3 – 100	Vermelho	-----	-----

Fonte: Wulff, Breach, Stephan, Saraswati & Dittmer, 2004, pag. 5. Wulff, Breach, Stephan, Saraswati, Dittmer & Garnier, 2005, pag. 7.

Todavia, os valores de dureza das diferentes fases Al/Cu avaliados por Ouyang, Yarrapareddy & Kovacevic (2006), representados no Quadro 8, são ligeiramente distintos dos apresentados no Quadro 7. Contudo, deve ter-se em atenção que o valor de dureza apresentado por Ouyang, Yarrapareddy & Kovacevic (2006) para Cu₉Al₄ não se refere

apenas a este composto, mas sim a uma estrutura lamelar de Cu_9Al_4 e Alumínio em solução sólida no Cobre.

Quadro 8 – Dureza das fases intermetálicas de Alumínio e Cobre.

Fase	Dureza ($\text{HV}_{0.2}$)
$\alpha\text{-Al/CuAl}_2$	257 – 385
CuAl_2	486 – 557
CuAl	663 – 760
Cu_9Al_4^*	136 – 178

Tendo por base o diagrama de equilíbrio *Al-Cu* (ASM Handbook, 1992) e os dados referentes ao Quadro 7 é possível, a partir das composições químicas atômica e em peso dos diferentes pontos analisados, estimar as prováveis fases intermetálicas presentes na estrutura intercalada da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu*. A apresentação da estimativa das fases intermetálicas encontra-se representada no Quadro 9. Constatou-se alguma discrepância na fase estimada consoante se utilizasse a composição química em peso ou atômica. Assim, optou-se por, quando da existência da referida discrepância, apresentar apenas uma estimativa de fase.

Quadro 9 – Estimativa das fases Al-Cu com base na composição química elementar (% at., % w) de zonas localizadas da região intercalada e do *Nugget* da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu*.

Zonas (Pontos)	Fase Al-Cu	
	% at.	% w
1	CuAl	-----
2	-----	$\alpha\text{-Al/CuAl}_2$
3	CuAl	-----
4	-----	CuAl_2
5	Cu	Cu
6	CuAl	-----
7	-----	$\alpha\text{-Al/CuAl}_2$
8	-----	$\alpha\text{-Al/CuAl}_2$
9	CuAl	-----
10	Cu	Cu
11	Cu	Cu
12	Cu	Cu
13	Cu	Cu
14	Al	Al

Observa-se, como se esperava tendo em conta o gradiente de dureza, que a estrutura intercalada da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* não é, à partida, constituída somente por uma fase, mas sim por uma miscelânea de várias. O Quadro 9 aponta para a presença de $\alpha\text{-Al/CuAl}_2$, CuAl_2 e CuAl , todavia apenas com base na composição química das diferentes

regiões não se pode garantir com certeza a presença destes compostos ou de somente estes compostos, nem tão pouco a sua quantidade. Não se pode excluir a presença de Cu_9Al_4 . A cor cinzenta apresentada pela referida estrutura intercalada pode porém sugerir a existência de maior quantidade de CuAl , ainda assim os valores de dureza avaliados nesta região são ligeiramente inferiores aos apresentados para o CuAl por Ouyang, Yarrapareddy & Kovacevic (2006), Wulff, Breach, Stephan, Saraswati & Dittmer (2004) e Wulff, Breach, Stephan, Saraswati, Dittmer & Garnier (2005).

Ouyang, Yarrapareddy & Kovacevic (2006) referem que a formação de qualquer uma destas fases pode ser entendida com base na análise do diagrama de equilíbrio Al-Cu , tendo-se contudo a noção de que as rápidas alterações térmicas que ocorrem no Processo de Soldadura por Fricção Linear estão algo distantes das condições de equilíbrio. Assumem, todavia, que o tempo em que a reacção ocorre é suficientemente longo para que o equilíbrio seja alcançado, embora não durante a “solidificação”. A formação de CuAl e CuAl_2 resulta então de duas reacções peritéticas que ocorrem aos 620 °C e 590 °C, respectivamente. Por sua vez a fase $\alpha\text{-Al/CuAl}_2$ resulta de uma reacção eutética que ocorre aos 548.3°C. Estes autores sugerem ainda que a formação de Cu_9Al_4 é, por seu lado, atribuída a três factores: à mistura ocorrida por acção do pino que produz áreas localizadas de composição semelhante a Cu_9Al_4 , à dissolução que ocorre na superfície em fricção e à interdifusão ao longo das fronteiras de grão.

Na zona de transição Cobre/Alumínio na região central da soldadura, pontos 13 e 14 da Figura 23, observou-se uma clara fronteira entre os dois metais, sem ocorrer formação de qualquer estrutura de composição mista.

Também a soldadura $CL_L-1000_16_C_Cu$ foi sujeita a análise química, tendo-se igualmente observado a existência de áreas localizadas ao longo da estrutura intercalada com composição mista. Assim, tendo em conta a análise química realizada e as propriedades morfológicas e mecânicas observadas nos capítulos anteriores, julga-se que a soldadura $CL_L-1000_16_C_Cu$ possui à semelhança da anterior fases intermetálicas de Alumínio e Cobre na sua estrutura intercalada. Todavia, a análise química não foi conclusiva sobre a quantidade e tipo de compostos presentes, estimando-se como na situação anterior a presença de $\alpha\text{-Al/CuAl}_2$, CuAl_2 , CuAl e Cu_9Al_4 . Porém, como se pode constatar na Figura 24, a morfologia da camada intercalada da soldadura $CL_L-1000_16_C_Cu$ é algo diferente da correspondente à soldadura $PE_R-750_16_P_Cu$, uma vez que apresenta uma tonalidade amarela. Pode então supor-se, com base no Quadro 7,

que neste caso exista uma maior quantidade de CuAl_2 que na situação anterior, porém, não poderá passar de uma suposição.



Figura 24 – Estrutura intercalada de tonalidade amarela referente à soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu* (50x).

A estrutura intercalada da soldadura *CL_L-750_16_C_Cu* possui uma morfologia mais próxima da evidenciada pela soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu* que pela *PE_R-750_16_P_Cu*. Assim, pensa-se que a composição química desta estrutura será também mais próxima da referente à soldadura *CL_L-1000_16_C_Cu*.

A soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu*, como se referiu nos capítulos anteriores, possui uma estrutura intercalada de menores dimensão e dureza que as referentes às restantes soldaduras obtidas com o Cobre do lado do avanço. A dureza máxima registada nesta região foi de 130 $\text{HV}_{0,2}$, o que torna pouco provável que seja constituída por qualquer uma das fases intermetálicas acima referidas.

Embora a sua composição química não tenha sido analisada neste estudo crê-se, com base no extraordinário aumento de dureza, que ocorre a formação de fases intermetálicas na soldadura *PL_L-750_16_P_Cu*.

No caso da soldadura *CL_L-1000_25_C_Al*, efectuada com o Alumínio do lado do avanço, foi realizada a análise química quantitativa nos locais assinalados na Figura 25 pelos pontos 1, 2 e 3.



Figura 25 – Locais do *Nugget*/Início da estrutura intercalada da soldadura *CL_L-1000_25_C_Al* alvo de análise química elementar (50x).

Estão representadas no Quadro 10 as composições químicas das áreas definidas pelos 3 pontos da Figura 25.

Quadro 10 – Composição química elementar (% at., % w) de zonas localizadas do *Nugget*/região intercalada da soldadura *CL_L-1000_25_C_Al*.

Zonas (Pontos)	% at.		% w	
	Alumínio	Cobre	Alumínio	Cobre
1	61.85	38.15	39.63	57.55
2	78.21	21.79	42.88	28.13
3	74.11	25.89	40.53	33.34

Embora se observe no Quadro 10 que as áreas localizadas definidas pelos pontos 1, 2 e 3 possuem composição mista, crê-se não se tratarem de fases intermetálicas, mas sim de finas partículas de Cobre arrastadas para a região do Alumínio, levando a que seja detectada a presença dos dois metais. Esta ideia resulta de, ao contrário do que acontece em soldaduras realizadas com o Cobre do lado do avanço, não existirem zonas caracterizadas por aumentos extraordinários de dureza. Todavia é impossível negar a existência de fases intermetálicas nesta soldadura.

A soldadura *CL_L-750_16_C_Al*, igualmente realizada com o Alumínio do lado do avanço, apresenta uma estrutura intercalada morfológica e mecanicamente semelhante à observada na soldadura *CL_L-1000_25_C_Al*. Assim, crê-se que também seja pouco provável a presença de fases intermetálicas nesta soldadura.

Assim julga-se poder admitir que as soldaduras onde provavelmente existe uma maior quantidade de fases intermetálicas nas suas estruturas intercaladas são as ligações *PE_R-750_16_P_Cu*, *CL_L-1000_16_C_Cu*, *CL_L-750_16_C_Cu* e *PL_L-750_16_P_Cu* efectuadas com o Cobre do lado do avanço. A restante soldadura efectuada do mesmo modo, *CL_L-1000_25_C_Cu*, não apresenta grandes indícios de possuir fases intermetálicas na estrutura intercalada. No entanto, a tonalidade amarela da referida estrutura pode levar a crer da existência de CuAl_2 . Este composto é o mais expectável de existir na zona intercalada da soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu* dado ser o que apresenta menor dureza, ainda assim bastante superior à avaliada na estrutura intercalada desta soldadura. Uma vez que a formação de compostos intermetálicos consiste num processo termicamente activado, a menor incidência de fases intermetálicas na ligação *CL_L-1000_25_C_Cu* pode dever-se ao facto desta ser uma das duas soldaduras cuja realização foi efectuada com menor razão *Velocidade de rotação/Velocidade de avanço* da ferramenta (Abdollah-Zadeh, Saeid & Sazgari, 2008). Daí também a suspeita de no caso de uma

pouco provável existência de fases intermetálicas o composto formado ser CuAl_2 , uma vez que como se pode confirmar no Quadro 7 é de todos os compostos o que possui menor calor efectivo de formação.

Relativamente às soldaduras realizadas com o Alumínio do lado do avanço não foi detectada, aparentemente, a presença de fases intermetálicas na zona intercalada. Todavia é de realçar que a soldadura onde se analisou a composição química foi realizada, embora com metais diferentes do lado do avanço, nas mesmas condições que a soldadura *CL_L-1000_25_C_Cu* onde também não foi clara a existência de fases intermetálicas. Assim, a ausência das referidas fases na ligação *CL_L-1000_25_C_Al* pode dever-se em grande parte ao baixo “input” de calor a que esteve sujeita e em menor parte a ser efectuada com o Alumínio do lado do avanço. Porém a soldadura *CL_L-750_16_C_Al*, embora não tenha sido alvo de análise química, é como se referiu atrás muito semelhante à ligação *CL_L-1000_25_C_Al* no que ao gradiente de dureza e morfologia da região intercalada diz respeito. Daí poder avançar-se que à partida também não possuirá fases intermetálicas, tendo portanto o comportamento oposto à soldadura *CL_L-750_16_C_Cu* efectuada nas mesmas condições mas com o Cobre do lado do avanço. Pode então pensar-se que existe maior tendência para a formação de fases intermetálicas duras quando a soldadura é efectuada com o Cobre do lado do avanço.

Nas soldaduras realizadas com o Cobre do lado do avanço, à excepção da ligação *PE_R-750_16_P_Cu*, verificou-se uma situação bastante peculiar, a formação da estrutura intercalada que se supõe ser constituída por fases intermetálicas ocorreu sempre na parte superior da soldadura. Esta situação, segundo Watanabe, Takayama & Yanagisawa (2006), deve-se ao facto de na referida zona serem atingidos os valores mais elevados de temperatura o que é benéfico para a formação de fases intermetálicas. No caso da soldadura *PE_R-750_16_P_Cu* a formação de compostos intermetálicos ocorreu aparentemente ao longo de toda a espessura da ligação soldada. A utilização de um pino roscado, neste caso, pode ter promovido uma maior uniformização de temperatura ao longo de toda a espessura, não havendo uma disparidade tão acentuada como eventualmente existirá nos outros casos, entre as regiões inferiores e superiores.

4 – CONCLUSÕES

O desenvolvimento da presente investigação destinada à caracterização de soldaduras de uma liga de Alumínio 5083 H111 a Cobre desoxidado Cu DHP obtidas pelo Processo de Soldadura por Fricção Linear permitiu extrair as conclusões que se seguem.

Constatou-se que no geral as soldaduras possuíam uma qualidade superficial inferior à desejada. A presença significativa de rebarba na generalidade das ligações e uma considerável redução de espessura na zona da soldadura foram dois factores determinantes para o modesto aspecto superficial por elas apresentado. As causas deste fenómeno foram atribuídas a uma combinação de factores, entre os quais se destacam a geometria da ferramenta utilizada e os parâmetros do processo.

Observou-se igualmente, sem excepção, a existência, na região do *Nugget* do lado do avanço, de estruturas intercaladas/mistas cuja morfologia aparentou ser função dos parâmetros de soldadura. Verificou-se que o aumento da razão *Velocidade de rotação/Velocidade de avanço* da ferramenta foi propício ao aumento da dimensão e do dinamismo/turbulência evidenciados pela referida estrutura. A maioria das ligações realizadas com o Cobre do lado do avanço apresentou, na região das estruturas intercaladas/mistas, picos de dureza variáveis e extremamente elevados, assim como incidência de fissuração, o que fragiliza as soldaduras. No caso das soldaduras realizadas com o Alumínio no lado do avanço as estruturas intercaladas/mistas que se formaram apresentaram muito menores dureza e fragilidade.

A presença de zonas frágeis levou à rotura prematura de todos os provetes de tracção, apresentando maior resistência os provetes retirados de soldaduras realizadas com a liga de Alumínio do lado do avanço, comparativamente aos provetes retirados de soldaduras realizadas nas mesmas condições mas com o Cobre do lado do avanço.

Os elevados valores de dureza, a análise química das zonas mistas e a comparação com a bibliografia permitem admitir a existência das fases intermetálicas CuAl_2 , Cu_9Al_4 , CuAl e $\alpha\text{-Al/CuAl}_2$ nas soldaduras obtidas com o Cobre do lado do avanço. No caso das soldaduras realizadas com o Alumínio do lado do avanço as propriedades mecânicas, sobretudo a dureza, não sugerem a existência de qualquer uma das fases intermetálicas mencionadas.

5 – PRESPECTIVAS DE TRABALHO FUTURO

Como se tem vindo a mencionar o desenvolvimento de investigação nesta área é relativamente recente. Pensa-se que o estudo que se desenvolveu constitui um importante contributo para a caracterização das soldaduras heterogéneas de Alumínio a Cobre por Fricção Linear, porém a realização de futuras investigações será de todo uma mais valia.

A caracterização precisa das fases intermetálicas presentes nestas soldaduras e de todos os factores que determinam a sua formação e distribuição são fulcrais para a compreensão do fenómeno. Aspectos como o contributo de diversos factores para a formação dessas fases, nomeadamente o calor gerado no processo e as geometria, descentragem e razão *Velocidade de rotação/Velocidade de avanço* da ferramenta, merecem especial relevo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Abdollah-Zadeh, A., Saeid, T., & Sazgari, B. (2008). Friction Stir Welding – Microstructural and mechanical properties of friction stir welded aluminum/copper lap joints. *Journal of Alloys and Compounds*, (460), pag. 535-538.

ASM Handbook. (1992). Alloy Phase Diagrams (Vol. 3). Ohio: ASM International.

Booth, G. S., Jones, R. L., & Threadgill, P. L. (2006). Recent Developments in Welding Technology. 16th International Offshore and Polar Engineering Conference, São Francisco, Califórnia, 28 de Maio a 2 de Junho.

Boz, M., & Kurt, A. (2004). The influence of stirrer geometry on bonding and mechanical properties in friction stir welding process. *Materials & Design*, (25), pag. 343-347.

Bradley, G.R., & James, M. N. (2000). Geometry and microstructure of metal inert gas and friction stir welded aluminium alloy 5383-H321. Department of Mechanical and Marine Engineering University of Plymouth. Internal report.

Buffa, G., Hua, J., Shivpuri, R., & Fratini, L. (2006). Design of the friction stir welding tool using the continuum based FEM model. *Materials Science and Engineering A*, (419), pag. 381-388.

Burford, D., Widener, C., & Tweedy, B. (2006, Novembro). Advances in Friction Stir Welding for Aerospace Applications, *Airframer Journal*, pag. 3-7.

Cederqvist, L., & Reynolds, A. P. (2001). Factors affecting the properties of friction stir welded aluminum lap joints. *Welding journal*, 80 (12), pag. 281-287.

Davenport, J., & Kallee, S. W. (2002). Friction-stir welding – a competitive new joining option for aluminium rolling stock manufacturers. *European Railway Review Magazine*.

Fratini, L., Buffa, G., Palmeri, D., Hua, J., & Shivpuri, R. (2006). Material flow in FSW of AA7075–T6 butt joints: numerical simulations and experimental verifications. *Science and Technology of Welding and Joining*, 11 (4), pag. 412-421.

Fuller, C. B. (2007). Friction Stir Tooling: Tool Materials and Designs. In R. S. Mishra, & M. W. Mahoney. (Eds.). *Friction Stir Welding and Processing* (pag. 7-35). Ohio: ASM International.

Guerra, M., Schmidt, C., McClure, J. C., Murr, L. E., & Nunes, A. C. (2003). Flow patterns during friction stir welding. *Materials Characterization*, (49), pag. 95-101.

Hassan, Kh. A. A., Norman, A. F., Price, D. A., & Prangnell, P. B. (2003). Stability of nugget zone grain structures in high strength Al alloy friction stir welds during solution treatment. *Acta Materialia*, (51), pag. 1923-1936.

Heinz, B. & Skrotzki, B. (2002). Characterization of a Friction-Stir-Welded Aluminum Alloy 6013. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 33B, pag. 489-498.

Khaled, T. (2005). An Outsider Looks at Friction Stir Welding. Federal Aviation Administration.

- Kumar, K., & Kailas, V. S. (2008). The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Materials Science and Engineering A*, (485), pag. 367-374.
- Kumar, K., Kailas, V. S., & Srivatsan, T. S. (2008). Influence of Tool Geometry in Friction Stir Welding, *Materials and Manufacturing Processes*. (23), pag. 188-194.
- Leal, R. M., Leitão, C., Loureiro, A., Rodrigues, D. M., & Vilaça, P. (2008). Material flow in heterogeneous friction stir welding of thin aluminium sheets: Effect of shoulder geometry. *Materials Science and Engineering A*, (498), pag. 384-391.
- Leal, R., & Loureiro, A. (2004). Defects Formation in Friction Stir Welding of Aluminium Alloys. *Materials Science Forum*, 455-456, pag. 299-302.
- Lee, Won-Bae, & Jung, Seung-Boo. (2004). The joints properties of copper by friction stir welding. *Materials Letters*, (58), pag. 1041-1046.
- Li, Y., Murr, L. E., & McClure, J. C. (1999). Flow visualization and residual microstructures associated with the friction-stir welding of 2024 aluminum to 6061 aluminum. *Materials Science and Engineering A*, (271), pag. 213-233.
- Li, Y., Murr, L. E., & McClure, J. C. (1999). Solid-state flow visualization in the friction-stir welding of 2024 Al to 6161 Al. *Scripta Materialia*, 40 (9), pag. 1041-1046.
- Li, Y., Trillo, E. A., & Murr, L. E. (2000). Friction-stir welding of aluminum alloy 2024 to silver. *Journal of Materials Science Letters*, (19), pag. 1047-1051.
- Lin, P. -C., Pan, J., & Pan, T. (2008). Failure modes and fatigue life estimations of spot friction welds in lap-shear specimens of aluminum 6111-T4 sheets. Part 1: Welds made by a concave tool. *International Journal of Fatigue*, (30), pag. 74-89.
- Lin, P. -C., Pan, J., & Pan, T. (2008). Failure modes and fatigue life estimations of spot friction welds in lap-shear specimens of aluminum 6111-T4 sheets. Part 2: Welds made by a flat tool. *International Journal of Fatigue*, (30), pag. 90-105.
- Liu, P., Shi, Q., Wang, W., Wang, X., & Zhang, Z. (2008). Microstructure and XRD analysis of FSW joints for copper T2/aluminium 5A06 dissimilar materials. *Materials Letters*, (62), pag. 4106-4108.
- Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction Stir Welding and Processing. *Materials Science and Engineering*, (R 50), pag. 1-78.
- Murr, L. E., Ying, L., Flores, R. D., Trillo E. A., & McClure, J. C. (1998). Intercalation vortices and related microstructural features in the friction-stir welding of dissimilar metals. *Mat Res Innovat*, (2), pag. 150-163.
- Nandan, R., DebRoy, T., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2008). Recent advances in friction-stir welding – Process weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, (53), pag. 980-1023.
- NASA. (2008). NASA Design Strengthens Welds. Spinoff. Consultado em Abril 10, 2009, em <http://www.sti.nasa.gov/tto>.
- Okamura, H., & Aota, K. (2004). Joining of dissimilar materials with friction stir welding. *Welding International*, 18 (11), pag. 852-860.

- Ouyang, J., Yarrapareddy, E., & Kovacevic, R. (2006). Microstructural evolution in the friction stir welded 6061 aluminum alloy (T6-temper condition) to copper. *Journal of Materials Processing Technology*, (172), pag. 110-122.
- Reis, M., Louro, R., Morais, P. J., Santos L., & Gouveia, H. (2006). Microstructural Characterisation of 5083 Al Alloy Joints Friction Stir Welded. *Materials Science Forum*, 514-516, pag. 510-515.
- Rodrigues, D., Loureiro, A., & Leal, R. (sd). Soldadura por Fricção Linear. Consultado em Fevereiro 28, 2009 em http://www2.dem.uc.pt/dulce.rodrigues/ref_web/rn_1.pdf.
- Sakthivel, T., & Mukhopadhyay, J. (2007). Microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper. *J Mater Sci*, (42), pag. 8126-8129.
- Sato, Y. S., & Kokawa, H. (2003). Friction stir welding (FSW) process. *Welding International*, 17 (11), pag. 852-855.
- Sato, Y. S., Takauchi, H., Park, S. H. C., & Kokawa, H. (2005). Characteristics of the kissing-bond in friction stir welded Al alloy 1050. *Materials Science and Engineering A*, (405), pag. 333-338.
- Schmidt, H., Hattel, J., & Wert, J. (2004). An analytical model for the heat generation in friction stir welding. *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, (12), pag. 143-157.
- Scialpi, A., De Giorgi, M., De Filippis, L. A. C., Nobile, R., & Panella, F. W. (2007) Mechanical analysis of ultra-thin friction stir welding joined sheets with dissimilar and similar materials. doi:10.1016/j.matdes.2007.04.006.
- Scialpi, A., De Giorgi, M., De Filippis, L. A. C., Nobile, R., & Panella, F. W. (2008). Mechanical analysis of ultra-thin friction stir welding joined sheets with dissimilar and similar materials. *Materials and Design*, (29), pag. 928-936.
- Smith, I. J., & Lord, D. D. R. (2007). FSW patents – A stirring story. Consultado em Março 3, 2009, em <http://www.twi.co.uk/content/spijssept2007.html>.
- Smith, W. F. (1998). *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais* (3ª ed.). Amadora: McGraw-Hill.
- Su, J. -Q., Nelson, T. W., Mishra, R., & Mahoney, M. (2003). Microstructural investigation of friction stir welded 7050 – T651 aluminium. *Acta Materialia*, (51), pag. 713-729.
- Sutton, M. A., Yang, B., Reynolds, A. P., & Taylor, R. (2002). Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum. *Materials Science and Engineering A*, (323), pag. 160-166.
- Thomas, W. M., Johnson, K. I., & Wiesner, C. S. (2003). Friction Stir Welding – Recent Developments in Tool and Process Technologies. *Advanced Engineering Materials*, 5 (7), pag. 485-490.
- Thomas, W., Nicholas, D., Staines, D., Tubby, P. J., & Gittos, M. F. (2004). FSW Process Variants and Mechanical Properties. IIW Meeting on FSW, Nagoya, Japão, 9 de Julho.

TWI. (sd). Friction Stir Welding – Applications. Consultado em Fevereiro 28, 2009, em <http://www.twi.co.uk/content/fswapp.html>.

TWI. (sd). Friction Stir Welding – Materials and thicknesses. Consultado em Fevereiro 28, 2009, em <http://www.twi.co.uk/content/fswmat.html>.

TWI. (sd). Friction Stir Welding – Process advantages. Consultado em Fevereiro 28, 2009, em <http://www.twi.co.uk/content/fswproc.html>.

Vilaça, P. (2003). Fundamentos do Processo de Soldadura por Fricção Linear – Análise Experimental e Modelação Analítica. Tese de Doutoramento. Instituto Superior Técnico, Universidade Técnica de Lisboa, Lisboa, Portugal.

Watanabe, T., Takayama, H., & Yanagisawa, A. (2006). Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, (178), pag. 342-349.

Wulff, F. W., Breach, C. D., Stephan, D., Saraswati, & Dittmer, K. J. (2004). Characterisation of Intermetallic Growth in Copper and Gold Ball Bonds on Aluminium Metallisation. 6th EPTC, Singapura, pag. 1-6.

Wulff, F. W., Breach, C., Stephan, D., Saraswati, Dittmer, K., & Garnier, M. (2005). Further Characterisation of Intermetallic Growth in Copper and Gold Ball Bonds on Aluminium Metallisation. SEMICON, Singapura, pag. 1-10.