



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Formação de Estruturas Frágeis em Soldaduras Heterogéneas de Alumínio e Cobre

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

Autor

Flávio Daniel Relvas Marques

Orientador

Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues

Júri

Presidente Professora Doutora Marta Cristina Cardoso de Oliveira

Vogal Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro

Coimbra, Setembro, 2010

Agradecimentos

Ao finalizar esta tese, quero agora agradecer individualmente àqueles que me apoiaram e fizeram com que, de alguma forma este trabalho pudesse ser realizado.

À Professora Doutora Dulce Rodrigues, agradeço pelo apoio científico e constante disponibilidade na orientação, na sua forma exigente, crítica e criativa na exposição de ideias que tanto significado deram a este trabalho.

Ao Engenheiro Ivan Galvão, agradeço a amizade, o apoio, a partilha do saber e a sua disponibilidade em discutir, analisar e reler resultados, oferecendo uma valiosa contribuição na realização desta tese.

Ao Engenheiro Carlos Leitão, pela amizade e pelo apoio que permitiu trazer um manancial de informação que em muito contribuiu para a execução desta dissertação.

Ao Engenheiro Filipe Fernandes, pela amizade e apoio na difícil tarefa laboratorial realizada durante este trabalho.

A todos os professores, investigadores e alunos de Mestrado pertencentes ao Grupo de Tecnologia do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, que de uma forma directa ou indirecta contribuíram para a realização desta dissertação.

Aos meus pais, António e Anabela, e à minha irmã Sara, obrigado pelo apoio incondicional, amor, alegria e compreensão nos momentos de alguma impaciência.

A todos os familiares pelo incentivo recebido ao longo destes meses.

À Susana, agradeço o tempo, a paciência e a estabilidade emocional necessária para a realização desta tese.

Aos meus amigos, pela força e ânimo demonstrados ao longo da realização deste trabalho.

A todos, o meu sincero obrigado.

Resumo

O presente estudo teve por objectivo analisar a influência dos parâmetros do processo, e do posicionamento das chapas relativamente ao sentido de rotação da ferramenta, na formação de compostos intermetálicos frágeis em ligações heterogéneas de Alumínio e Cobre. Os materiais de base utilizados foram chapas com 1 mm de espessura de alumínio 5083-H111 e cobre DHP. De modo a atingir os objectivos propostos, foi realizada uma análise cuidada das propriedades morfológicas, microestruturais e químicas das soldaduras.

O aspecto superficial das soldaduras realizadas foi de qualidade inferior à desejada. Contudo, verificou-se uma evolução da qualidade com a variação da geometria das ferramentas, o que demonstra o papel determinante que este parâmetro possui no aspecto superficial das soldaduras.

As soldaduras realizadas com alumínio no lado de avanço da ferramenta demonstraram poucos defeitos internos, baixas durezas e ausência de compostos intermetálicos, o que denota ausência de uma adequada mistura dos materiais de base.

As soldaduras realizadas com o cobre no lado de avanço da ferramenta evidenciaram vários defeitos internos, bem como durezas elevadas e presença de compostos intermetálicos, o que resultou numa enorme fragilização das ligações, sobretudo no caso das soldaduras realizadas com a ferramenta de base estriada. Nestas soldaduras, os compostos intermetálicos identificados foram CuAl_2 e Cu_9Al_4 . Observou-se que nas estruturas lamelares de tom amarelado existe predominância de Cu_9Al_4 , enquanto nas estruturas mistas homogéneas ocorreu maior formação de CuAl_2 .

Foi notório que, no geral, independentemente do posicionamento relativo dos materiais de base relativamente ao sentido de rotação da ferramenta e da geometria da ferramenta, uma maior razão velocidade de rotação/velocidade de avanço da ferramenta corresponde à produção de soldaduras caracterizadas por valores de dureza mais elevados.

Palavras-chave: Soldadura por Fricção Linear, Alumínio, Cobre, Estruturas Mistas, Compostos Intermetálicos.

Abstract

The aim of present study was to analyze the influence of process parameters and of the relative position of plates relative to tool rotation, in the formation of brittle intermetallic compounds during heterogeneous joining of 5083-H111 aluminium alloy to copper DHP plates, 1 mm thick. The morphological, microstructural, mechanical and chemical properties of the welds were carefully analyzed.

The tests performed revealed all the welds displayed poor surface appearance and that the surface quality of the welds was greatly influenced by the tool geometry.

Few internal defects, low hardness values and absence of intermetallic compounds were observed in the welds made with aluminum positioned on the advancing side of the tool. Nevertheless, in these welds a suitable mixture of both base materials did not occur.

In the welds produced with copper on the advancing side of the tool it was observed significant incidence of internal defects and the formation of large amounts of intermetallic compounds, which resulted in the embrittlement of these welds, especially those made with the scrolled shoulder tool. The intermetallic compounds identified in the welds were CuAl_2 and Cu_9Al_4 . Specifically, in the homogeneous mixed structures occurred large formation of CuAl_2 and in the yellowish lamellar structures the Cu_9Al_4 was clearly predominant.

It was also observed that regardless of the relative positioning of the plates (on the advancing or retreating side of the tool), and tool geometry, higher values of rotation tool speed/advanced tool speed ratio gave rise to welds with higher hardness values.

Keywords Friction Stir Welding, Aluminium, Copper, Mixed Structures, Intermetallic Compounds.

Índice

Índice de Figuras	vi
Índice de Tabelas	viii
1. Introdução	1
2. Estado de Arte	3
2.1. Processo de Soldadura por Fricção Linear	3
2.1.1. Sustentação Teórica do Processo	3
2.1.2. Caracterização Metalúrgica das Soldaduras	4
2.1.3. Parâmetros do Processo	5
2.2. Aplicação do Processo à Ligação de Alumínio e Cobre	6
3. Procedimento Experimental	10
3.1. Materiais de Base	10
3.2. Soldaduras Efectuadas	12
3.3. Ensaios de Dobragem	13
3.4. Análise Metalográfica	14
3.5. Ensaios de Dureza	15
3.6. Análise de Difraccção de Raios X	16
4. Apresentação e Discussão de Resultados	17
4.1. Caracterização Morfológica	17
4.2. Ensaios de Dobragem	20
4.3. Análise Metalográfica	21
4.3.1. Análise Metalográfica da Soldadura da Série C3	22
4.3.2. Análise Metalográfica das Soldaduras da Série C6	23
4.3.3. Análise Metalográfica das Soldaduras da Série C7	25
4.3.4. Análise Metalográfica das Soldaduras da Série E	28
4.4. Ensaios de Dureza	30
4.4.1. Perfis de dureza das soldaduras realizadas com as ferramentas cónicas e o cobre no lado de avanço	30
4.4.2. Perfis de dureza das soldaduras realizadas com a ferramenta cónica e o alumínio no lado de avanço	34
4.4.3. Perfil de dureza da soldadura realizada com a ferramenta estriada	36
4.5. Análise de Difraccção de Raios X	37
5. Conclusão	43
5.1. Perspectivas de Trabalho Futuro	44
6. Referências Bibliográficas	45

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema de funcionamento do processo de SFL (Galvão et al, 2010)	6
Figura 2 – Curvas convencionais de tensão-deformação dos materiais de base	11
Figura 3 - Máquina universal de tracção <i>Instron 4026</i>	14
Figura 4 - Microscópio óptico <i>Zeiss Axiootech 100 HD</i>	15
Figura 5 - <i>Shimadzu Microhardness Tester</i>	16
Figura 6 - Difractómetro PANalytical <i>X'Pert PRO</i>	16
Figura 7 - Aspecto superficial de uma soldadura cobre-cobre por SFL (Leal et al, 2010) .	17
Figura 8 - Aspectos Superficiais das soldaduras presentes a estudo	19
Figura 9 - Provetes sujeitos ao ensaio de dobragem. a) <i>C7_900_20_Cu_F600_M1</i> ; b) <i>C7_1200_20_Cu_F600_M1</i> ; c) <i>C7_1200_20_Cu_F600_M2</i>	21
Figura 10 - Metalografia geral da soldadura <i>C3_1000_16_Cu_F600</i>	22
Figura 11 - a) Secção da soldadura <i>C3_1000_16_Cu_F600</i> onde se verifica <i>Kissing Bond</i> ; b) Secção da soldadura <i>C3_1000_16_Cu_F600</i> onde se verificam vazios.....	23
Figura 12 - Metalografia geral das soldaduras da série <i>C6</i>	24
Figura 13 - Metalografia da soldadura <i>C6_800_5_Cu_P</i> que evidencia vazios de material	25
Figura 14 - Metalografias gerais da Série <i>C7</i>	26
Figura 15 - Fissuras presentes nas soldaduras <i>C7</i> : a) <i>C7_700_20_Cu_F600</i> ; b) <i>C7_900_20_Cu_F500</i> ;.....	27
Figura 16 - Metalografias gerais da Série <i>E</i>	29
Figura 17 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura <i>C7_700_20_Cu_F600</i>	31
Figura 18 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura <i>C7_900_20_Cu_F500</i>	32
Figura 19 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura <i>C7_900_20_Cu_F600</i>	32
Figura 20 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura <i>C7_1200_20_Cu_F600</i>	33
Figura 21 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura <i>C3_1000_16_Cu_F600</i>	33
Figura 22 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura <i>C6_800_5_Cu_P</i>	34
Figura 23 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura <i>C6_800_10_Al_P</i>	35
Figura 24 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura <i>C6_800_5_Al_P</i>	36
Figura 25 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura <i>E_750_55_Cu_P</i>	37
Figura 26 - Secção transversal da soldadura <i>C7_900_20_Cu_F500</i>	38
Figura 27 - Resultado da difracção de raios x realizados à soldadura <i>C7_900_20_Cu_F500</i>	38
Figura 28 - Secção transversal da soldadura <i>C7_900_20_Cu_F600</i>	39

Figura 29 - Resultado da difracção de raios x realizados à soldadura <i>C7_900_20_Cu_F600</i>	39
Figura 30 - Secção transversal da soldadura <i>C7_700_20_Cu_F600</i>	40
Figura 31 - Resultado da difracção de raios x realizados à soldadura <i>C7_700_20_Cu_F600</i>	40
Figura 32 - Secção transversal da soldadura <i>C7_1200_20_Cu_F600</i>	41
Figura 33 - Resultado da difracção de raios x realizados à soldadura <i>C7_1200_20_Cu_F600</i>	41

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química da liga AA 5083-H111.	10
Tabela 2 - Composição química do Cobre DHP.	11
Tabela 3 - Características das ferramentas <i>E</i> , <i>C3</i> , <i>C6</i> e <i>C7</i> , em função da sua base e pino	12
Tabela 4 - Parâmetros presentes nas soldaduras em estudo	13

1. INTRODUÇÃO

O processo de soldadura por fricção linear foi patenteado pelo *The Welding Institut (TWI)* em 1991. Este é um processo de soldadura inovador, na área de soldadura de materiais em estado sólido, cujo interesse tem vindo a aumentar, devido à crescente preocupação energética e ambiental que se tem verificado no mundo industrial, desde o início do século XXI. Este processo apresenta como vantagens, em termos ambientais e energéticos, o facto de não ser necessário atingir a temperatura de fusão dos materiais de base envolvidos, poupando assim energia, assim como a não adição de material na soldadura. Outra vantagem importante é a ausência de emissão de gases perigosos durante o processo de soldadura. Devido às suas inúmeras vantagens tem-se denotado uma aposta crescente na implementação a nível industrial deste tipo de soldadura.

O processo assenta na utilização de uma ferramenta rotativa, que se desloca linearmente ao longo da linha de soldadura. A energia calorífica resultante da fricção entre essa ferramenta e os materiais a ligar conduz ao amaciamento dos materiais a ligar, que sofrem deformação plástica intensa sob a acção da ferramenta rotativa. O escoamento dos materiais em torno do eixo da ferramenta, promove a sua mistura no estado sólido, originando a soldadura. Assim, o fluxo do material junto da ferramenta é condicionado pela forma da ferramenta, bem como pelos parâmetros do processo, como são, a velocidade de rotação, a velocidade de avanço linear e a força vertical de forjagem.

Este processo de soldadura, que inicialmente foi aplicado na ligação de ligas leves, mais especificamente de alumínio, só posteriormente foi aplicado a outras ligas. As características deste processo de soldadura tornam a sua aplicação viável para a ligação de materiais heterogéneos, algo que não é exequível pelos processos de fusão convencionais. Dentro desta área, surge uma aplicação de particular interesse que consiste na soldadura por fricção linear de Alumínio e Cobre, em chapas finas (1 mm). Com efeito, o seu emprego destina-se à produção de *Taylor Welded Blanks*, destinadas tanto a aplicações técnicas, como aplicações estéticas apresenta elevado interesse industrial.

Contudo, este tipo de ligação não foi ainda conseguido, devido à variedade dos parâmetros do processo ainda em estudo, e principalmente, ao estado embrionário de aplicação técnica na área específica de ligação de Alumínio-Cobre. Até agora é facto aceite, na soldadura por fricção linear de Alumínio-Cobre, a formação de uma camada de compostos intermetálicos frágeis, bem como defeitos típicos da soldadura de materiais no estado sólido, sendo eles a falta de penetração na raiz, também designada por *Kissing-bond*, bem como a formação de vazios dispersos, ou contínuos, no interior e na superfície das soldaduras. Estes defeitos levam a um mau acabamento superficial e propriedades mecânicas inadequadas à sua utilização em componentes mecânicos.

Neste contexto surgiu o estudo realizado no âmbito da presente Dissertação de Mestrado, que se realizou entre Fevereiro e Setembro de 2010. O objectivo deste trabalho consistiu na análise da influência dos parâmetros do processo de soldadura por fricção linear no aparecimento de compostos intermetálicos frágeis em soldaduras heterogéneas de Alumínio-Cobre. De modo a atingir os objectivos propostos foi realizada uma análise cuidadosa das propriedades morfológicas, microestruturais, mecânicas e químicas das soldaduras. Para uma maior clareza científica, em relação ao tema tratado, foi realizada uma revisão bibliográfica. A parte experimental realizou-se no Grupo de Tecnologia do Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra.

2. ESTADO DE ARTE

Neste capítulo procede-se à exposição da revisão bibliográfica que foi executada para uma melhor assimilação de conceitos e percepção da problemática em estudo.

2.1. Processo de Soldadura por Fricção Linear

O processo de Soldadura por Fricção Linear (SFL) teve a sua origem e patente no TWI, em Cambridge, no ano de 1991. Consistente com os métodos de soldadura por fricção convencionais, realizados desde a década de 50, também neste processo a soldadura é consumada no estado sólido, não havendo fusão, nem adição de material. Desde o seu início, a aplicação desta tecnologia de soldadura tem recebido destaque, e a sua aplicação industrial tem vindo a aumentar um pouco por todo o mundo, particularmente na ligação de ligas de alumínio (Leitão, 2008).

2.1.1. Sustentação Teórica do Processo

As ferramentas de SFL são constituídas por um pino centrado numa base com maior diâmetro. Esta é animada de movimento de rotação e submersa lentamente na interface das peças a unir, estando estas fortemente pressionadas uma contra a outra, de forma a evitar qualquer movimento indesejado (Rodrigues, 2006). Devido à fricção existente entre a ferramenta em rotação e o material, e sobretudo, à deformação plástica dos materiais sob acção do pino, gera-se calor. O fluxo viscoplástico do material é conduzido pela base, e pelo perfil especial do pino, que forjam e extrudem o material em seu redor. O fluxo é direccionado para a parte de trás da ferramenta, enchendo o volume deixado aberto pela sua passagem, resultando assim o cordão de soldadura. Este processo, de carácter estacionário, decorre sob acção de uma força vertical de forjagem constante aplicada pela base da ferramenta (Lopo, 2009). De referir que o processo não é simétrico em relação ao eixo de soldadura, sendo considerado um lado do avanço da ferramenta, que corresponde ao lado onde esta arrasta material para a frente durante o seu movimento de

rotação, e um lado do recuo da ferramenta, onde o material é impulsionado para trás (Lapão, 2008).

2.1.2. Caracterização Metalúrgica das Soldaduras

Uma ligação soldada, obtida pelo processo de SFL, apresenta normalmente três zonas metalúrgicas distintas, são elas:

- O *Material de Base (MB)*
- A *Zona Afectada pelo Calor (ZAC)*
- A *Zona Afectada Termo-Mecanicamente (ZATM)*

O *Material de Base*, que consiste nos componentes a ligar, é vulgarmente referido como a zona da ligação que não sofreu alterações mecânicas e estruturais durante o processo de soldadura.

A *Zona Afectada pelo Calor*, contígua ao *Material de Base*, é similar à *Zona Afectada pelo Calor* resultante dos processos de soldadura por fusão. Aqui, o material que é sujeito a aquecimento, embora a temperaturas inferiores às registadas na *ZATM*, não é deformado. Contudo, embora não haja deformação, o calor acrescentado poderá influenciar as propriedades microestruturais e mecânicas. A avaliação de dureza na *ZAC* de soldaduras realizadas em ligas de alumínio não tratáveis termicamente, como é o caso da utilizada neste trabalho, revelam que pode ocorrer amaciamento causado pela coalescência do grão. Nas soldaduras em cobre, o crescimento do grão na *ZAC*, pode implicar também uma menor dureza (Galvão 2009).

Finalmente, a *Zona Afectada Termo-Mecanicamente*, é a região da soldadura onde ocorre a mistura dos materiais deformados durante o processo de SFL, pelo que é um local onde há forte deformação plástica imposta pela ferramenta de SFL. Tipicamente, a largura desta zona é similar ao diâmetro da base da ferramenta. Na soldadura de alguns materiais, tais como as ligas de alumínio, a *ZATM* possui uma zona central designada por *Nugget*.

O *Nugget* é formado pela porção de material recristalizado devido à ocorrência de recristalização dinâmica, aquando do aquecimento e deformação do material. Naturalmente, a recristalização dinâmica ocorre apenas na parte da *ZATM* onde são

atingidas temperaturas que lhe são propícias. Em resultado da recristalização, o Nugget é constituído por grãos finos e equiaxiais, podendo assumir diversas formas (Lopo, 2009).

2.1.3. Parâmetros do Processo

Para a obtenção de soldaduras por *SFL* isentas de defeitos é necessário o domínio dos seus principais parâmetros, estes são enumerados na Figura 1.

- **Força Axial (F)** - Esta carga garante o contacto permanente entre a ferramenta e as peças, evitando a projecção do material para fora da junta. A carga deve permanecer constante durante todo o processo (Rodrigues, 2006). Assim, uma menor carga aplicada, poderá levar à instabilidade da ferramenta. Por outro lado, uma carga excessiva, pode levar à rotura do pino por este se encontrar sob elevado esforço. Cargas insuficientes ou excessivas estão também na origem dos defeitos de soldadura.
- **Velocidade de Rotação (ω)** - A ferramenta inicia o movimento rotativo antes da indentação do pino e mantém este movimento até à extracção do pino do interior das peças a ligar. O aumento da velocidade de rotação da ferramenta está articulado com o aumento do calor gerado no processo, o que favorece o fluxo plástico do material, mas por outro lado, pode ser nocivo em relação às propriedades mecânicas das soldaduras (Lapão, 2008).
- **Velocidade de avanço linear (v)** - Velocidade de translação linear da ferramenta ao longo da junta a soldar (Rodrigues, 2006). O aumento deste parâmetro é benéfico em termos de produtividade, contudo reduz a energia específica adicionada, ou seja o calor adicionado por unidade de comprimento, reduzindo o fluxo de material em torno da ferramenta, e aumentando a possibilidade de ocorrência de vazios (Lapão, 2008).

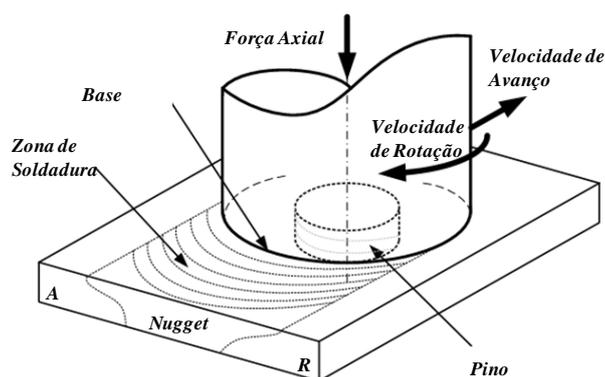


Figura 1 - Esquema de funcionamento do processo de SFL (Galvão et al, 2010)

2.2. Aplicação do Processo à Ligação de Alumínio e Cobre

Neste subcapítulo são mostrados resumidamente os trabalhos já realizados por outros investigadores na área da soldadura por fricção linear de alumínio-cobre.

Murr et al., (1998) realizaram o primeiro estudo com vista à obtenção de soldaduras heterogêneas por SFL, de chapas de Alumínio AA6061 e Cobre, com 6 mm de espessura. Estes autores variaram as velocidades de rotação da ferramenta (400-1200 rpm), assim como a velocidade de avanço, (1 a 3 mm/s), e observaram a formação de estruturas em forma de vórtice na região de ligação dos materiais de base. As referidas estruturas eram, segundo os autores, constituídas por microestruturas intercaladas, de grãos finos, formados por recristalização dinâmica. Com efeito, os autores referem que, apesar de as estruturas observadas se assemelharem aos vórtices característicos do escoamento turbulento de fluidos, estas resultam efectivamente da deformação extrema dos materiais de base em estado sólido, a qual ocorre desde que as temperaturas da zona central da soldadura atinjam 420 °C ou de 70% da temperatura de fusão do alumínio. Estes investigadores realizaram ainda medições de dureza, observando variações bruscas nos perfis registados. Essas variações foram atribuídas aos gradientes severos de tamanho de grão nas estruturas intercaladas.

Volvidos 8 anos, Okamura et al (2004) efectuaram a ligação de alumínio AA6061 a cobre, utilizando um procedimento segundo o qual o pino da ferramenta de SFL se encontrava descentrado para o lado de um dos materiais de base, e não centrado com a

interface conforme os procedimentos habituais. Os autores optaram por descentrar o pino para o lado do alumínio, por este ser mais macio que o cobre, facilitando assim o fluxo metálico durante o processo. Segundo Okamura et al (2004) as soldaduras obtidas apresentaram poucos defeitos e embora evidenciassem a presença de compostos intermetálicos, a espessura da camada onde estes se encontravam contidos era inferior à espessura para a qual se poderá registar perda de resistência mecânica.

Ouyang et al (2006) estudaram a distribuição da temperatura e a evolução microestrutural em soldaduras heterogêneas de alumínio 6061 e cobre. Estes autores observaram que a região resultante da mistura mecânica entre a liga de alumínio 6061 e cobre, consistia numa mistura de compostos intermetálicos, como CuAl_2 , CuAl e Cu_9Al_4 , juntamente com pequenas quantidades de $\alpha\text{-Al}$, e também, Al saturado em Cu. Foi registada ainda a presença de numerosas lamelas de cobre deformado, na parte superior do *Nugget*, com elevada quantidade de Al dissolvido em estado sólido, e estruturas intercaladas em forma de vórtice que, segundo estes autores, era composta por Cu_9Al_4 e uma solução sólida saturada de Al no Cu, em regiões ricas em Cu. A zona da soldadura correspondente ao alumínio terá atingido temperaturas na ordem de 580°C , o que é bastante superior ao ponto de fusão do Al-Cu eutético. Com efeito, estes autores, prevêem a existência de valores de temperatura mais elevadas na interface entre a matriz e a ferramenta de SFL.

Mais tarde Liu et al (2008) dedicaram-se ao estudo da microestrutura, propriedades mecânicas e composição química de soldaduras heterogêneas de cobre T2 e alumínio 5A06. As chapas possuíam 3mm de espessura. Os resultados obtidos por estes autores indicam que para estes materiais, a qualidade máxima de ligação foi obtida para uma velocidade de rotação da ferramenta de 950 rpm e uma velocidade linear de 150mm/min. As soldaduras obtidas atingiram valores de resistência à tracção de cerca de 296 MPa. Liu et al (2008), verificaram ainda que as soldaduras realizadas com o cobre do lado de avanço da ferramenta eram formadas por uma estrutura lamelar alternada. As soldaduras efectuadas com o alumínio do lado de avanço da ferramenta não apresentaram compostos intermetálicos.

No mesmo ano, Abdollah-Zadeh et al (2008), focaram-se no estudo das propriedades microestruturais e mecânicas de soldaduras heterogêneas de cobre e alumínio 1060, em chapas sobrepostas de 3 e 4 mm de espessura, respectivamente. Estes autores,

realizaram várias soldaduras com velocidade de rotação variável de 750 a 1500 rpm, bem como velocidade linear variável entre 30 e 305 mm/min, com o intuito de obter as melhores propriedades mecânicas. O estudo metalográfico das soldaduras permitiu-lhes identificar microestruturas com diferentes morfologias e propriedades na zona de ligação. Observaram também a presença de Cu_9Al_4 , CuAl e CuAl_2 , nesta região da soldadura. Por último, os autores concluíram que a presença de compostos intermetálicos duros e frágeis na interface das ligas prejudica a resistência mecânica da ligação.

Posteriormente, Saeid et al (2009), debruçaram-se sobre o efeito da velocidade de avanço na morfologia das soldaduras, microestrutura e adesão da interface em soldaduras heterogêneas de alumínio 1060 e cobre. As soldaduras foram realizadas em chapas sobrepostas de 4 e 3 mm de espessura, respectivamente. Os resultados obtidos mostraram que do lado do alumínio, perto da interface Al/Cu, foi formada uma zona escura onde se detectou a presença de Cu_9Al_4 e CuAl_2 , bem como a presença de microfissuras. Os mesmos autores concluíram que a densidade das microfissuras diminuía com o aumento da velocidade de avanço, apesar de para velocidades de avanço de 118 e 190 mm/min, terem detectado cavidades internas, causadas por um baixo *input* de calor (os autores consideram ω/v proporcional ao *input* de calor). Os resultados de tracção evidenciaram um máximo de resistência à tracção para as soldaduras realizadas com velocidade de avanço de 95 mm/min para as quais não apresentaram cavidades, registando uma baixa taxa de microfissuras.

Xue et al (2010), ao contrário dos outros autores, assinalam como positiva a presença de compostos intermetálicos nas soldaduras. Estes autores efectuaram estudos sobre soldaduras heterogêneas de alumínio 1060 e cobre comercial puro, em chapas de 5 mm de espessura, e com alumínio pelo lado de avanço da ferramenta, tendo observado que a ligação foi realizada com sucesso, devido à excelente ligação metalúrgica na interface Al-Cu, a qual era constituída por com uma camada fina, contínua e uniforme de compostos intermetálicos. Além disso, os mesmos autores afirmam que as partículas de compostos intermetálicos geradas na zona do *Nugget*, atingiram uma estrutura característica dos materiais compósitos. Com efeito, Xue et al (2010), concluíram que, nos ensaios de tracção, a ruptura ocorria na ZAC do alumínio.

Recentemente, Galvão et al (2010), investigaram o fluxo de material durante a SFL de alumínio AA5083-H11 e cobre DHP, em chapas de 1mm de espessura. Na

realização das soldaduras foram empregues ferramentas de diferentes geometrias bem como diferentes parâmetros de soldadura. De referir que neste estudo também alternaram a posição dos materiais de base relativamente ao lado de avanço da ferramenta. Galvão et al., (2010) concluíram que a geometria da ferramenta, a morfologia dos materiais, e consequentemente a sua posição relativa (avanço ou recuo) influenciam o fluxo de material durante o processo, actuando na distribuição de ambos os materiais na soldadura, bem como na formação de compostos intermetálicos. Estes autores afirmam também que o material acumulado sob a ferramenta durante a soldadura condiciona também de forma determinante a morfologia da soldadura.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo são discriminados os materiais de base utilizados neste trabalho, bem como todos os passos inerentes à realização laboratorial do presente estudo. São também expostos os parâmetros de processo utilizados na execução das soldaduras, bem como os variados tipos de ferramentas utilizados.

3.1. Materiais de Base

Os materiais de base utilizados para a realização do presente estudo foram cobre desoxidado com elevado teor em fósforo (Cu DHP) e uma liga de alumínio não tratável termicamente (AA 5083-H111).

A liga AA 5083-H111 tem como principal elemento de liga o Magnésio (Mg). Esta liga possui um tratamento do tipo “H”, ou seja, uma ligeira deformação a frio. Este tratamento é aplicado a ligas não tratáveis termicamente, cujo aumento de resistência mecânica é obtida por deformação plástica a frio, à qual poderá ainda ser acrescido um recozimento complementar para produzir amaciamento parcial. Os dígitos seguintes ao tratamento “H” indicam o nível de recozimento aplicado. A composição química nominal (% w) da liga AA 5083-H111 encontra-se exposta na Tabela 1. De acordo com Galvão, 2009 a dureza deste material de base é de 70 HV_{0,2}.

Elementos Químicos	<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>
% w	0,4	0,4	0,1	0,4 0,1	4 4,9	0,05 0,25	0,05	0,25	0,15

Tabela 1 - Composição química da liga AA 5083-H111.

O Cobre DHP, desoxidado e rico em fósforo, utilizado neste estudo, é um material recomendado para aplicações destinadas a operar a temperaturas acima dos 400 °C

e em atmosferas ricas em hidrogénio (Smith, 1998). Com efeito, em grande parte das aplicações do Cobre, a presença do oxigénio é uma impureza sem importância. Porém, a temperaturas de 400 °C e atmosferas ricas em hidrogénio, este elemento pode difundir-se no Cobre sólido, interagindo com o Cu_2O e originando vapor de água. Este fenómeno é evitado acrescentando Fósforo, o qual após reacção com o oxigénio origina Pentóxido de Fósforo (P_2O_5) (Smith, 1998). A composição química nominal do Cobre DHP (% w) encontra-se exposta na Tabela 2. Segundo Ferreira, 2010, a dureza deste material é de 91 $\text{HV}_{0,2}$.

Elementos	$\text{Cu} + \text{Ag}$	P
Químicos		
% w	99,9737	0,0174

Tabela 2 - Composição química do Cobre DHP.

Na Figura 2 mostram-se curvas convencionais de tensão-deformação correspondentes aos materiais de base utilizados. Nesta figura pode ver-se que o Cobre apresenta resistência mecânica e deformação até à carga máxima muito superiores às do Alumínio.

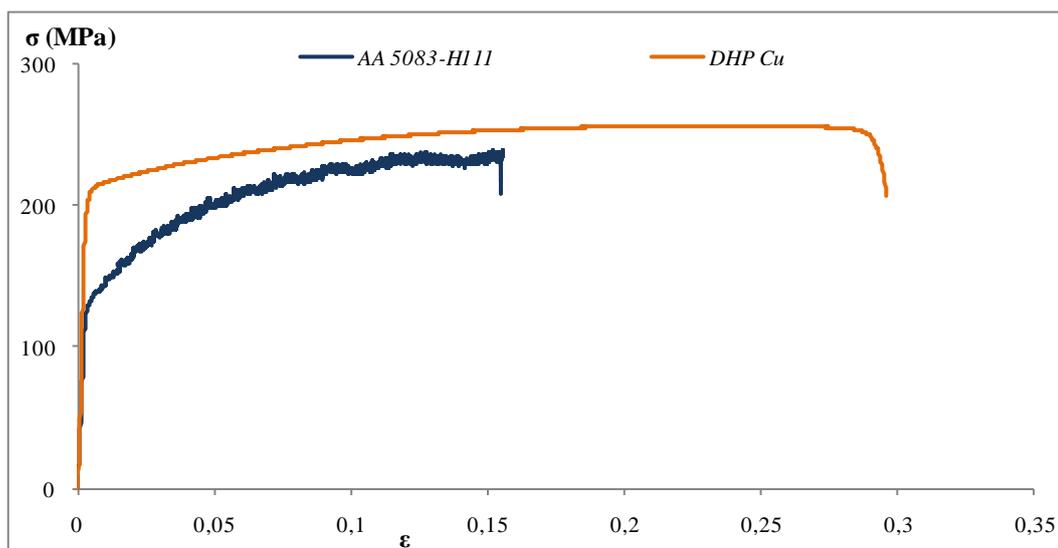


Figura 2 – Curvas convencionais de tensão-deformação dos materiais de base

3.2. Soldaduras Efectuadas

As soldaduras heterogéneas alumínio-cobre, estudadas neste trabalho, foram produzidas a partir dos materiais de base sob uma vasta gama de condições de soldadura, que incluíram diferentes modos de controlo do processo (controlo de posição e de força), parâmetros da ferramenta (diferentes geometrias controlo e dimensões) e parâmetros do processo (velocidades de avanço e de rotação e força axial). Os parâmetros da ferramenta, encontram-se listados na Tabela 3.

	Base			Pino
	Geometria	Ø	Concavidade	Ø
		mm	Grau de Concavidade	
E	Estrias em Espiral Trapezoidal de 2 entradas	14	0°	3 mm
C3	Cónica Lisa	14	3°	3 mm
C6	Cónica Lisa	14	6°	3 mm
C7	Cónica Lisa	14	7°	3 mm

Tabela 3 - Características das ferramentas *E*, *C3*, *C6* e *C7*, em função da sua base e pino

Como se mostra na Tabela 3 foram utilizadas quatro ferramentas diferentes na produção das soldaduras, nomeadamente, uma ferramenta de base estriada e três ferramentas de base cónica. A ferramenta de base estriada possuía duas estrias helicoidais que forçam o material a fluir à volta do pino, permitindo à ferramenta operar sem ângulo de ataque. O diâmetro do pino roscado desta ferramenta era de 3 mm. As ferramentas de base cónica foram constituídas com três ângulos de concavidade diferentes (3°, 6° e 7°). A ferramenta de base cónica de 3° de concavidade possuía um pino liso de 3 mm de diâmetro, enquanto os pinos das ferramentas de base cónica 6° e 7° apresentavam diâmetro 3mm e eram roscados. Na Tabela 3 as diferentes ferramentas são identificadas utilizando dois dígitos em que o primeiro identifica a geometria da base (*C* para cónica e *E* para estriada) e o segundo identifica os graus de concavidade das bases cónicas (3, 6 e 7).

Todas as soldaduras foram efectuadas com o equipamento *ESAB LEGIO FSW 3U*, que se encontra nas oficinas do Instituto Superior Técnico. Os parâmetros de processo utilizados na execução das soldaduras estão listados na Tabela 4.

	Ângulo de Ataque	Carga (Kg)	Pos. Horiz. Pino (mm)	Vel. Rot. (rpm)	Vel. Avanço (cm/min)	Avanço
E_750_35_Cu_P	0		Centrado	750	35	Cu DHP
E_750_55_Cu_P	0		Centrado	750	55	Cu DHP
C3_1000_16_Cu_F600	2	600	Centrado	1000	16	Cu DHP
C6_800_5_Cu_P	2		0,5 mm Lado Alumínio	800	5	Cu DHP
C6_800_10_Al_P	2		Centrado	800	10	AA 5083-H111
C6_800_5_Al_P	2		Centrado	800	5	AA 5083-H111
C7_700_20_Cu_F600	2	600	0,2 mm Lado Alumínio	700	20	Cu DHP
C7_900_20_Cu_F500	2	500	0,2 mm Lado Alumínio	900	20	Cu DHP
C7_900_20_Cu_F600	2	600	0,2 mm Lado Alumínio	900	20	Cu DHP
C7_1200_20_Cu_F600	2	600	0,2 mm Lado Alumínio	1200	20	Cu DHP

Tabela 4 - Parâmetros presentes nas soldaduras em estudo

Como se pode verificar na Tabela 4, com a ferramenta *C3*, foi utilizada uma velocidade de rotação de 1000 rpm e uma velocidade de avanço de 16 cm/min. Para a ferramenta *C6* foram utilizadas duas velocidades de avanço (5 e 10 cm/min) e velocidade de rotação de 800 rpm. A ferramenta *C7* foi utilizada com uma velocidade de avanço de 20 cm/min e três diferentes velocidades de rotação (700, 900 e 1200 rpm). Na realização das soldaduras com a ferramenta *E* foi utilizada uma velocidade de rotação de 750 rpm e duas velocidades de avanço diferentes (35 e 55 cm/min). Deve ainda esclarecer-se que com as ferramentas *C6* e *E*, as soldaduras foram efectuadas em controlo de posição. As soldaduras realizadas com as ferramentas *C3* e *C7* foram realizadas em controlo de força tendo sido utilizada uma carga de 600 kg em quase todas as situações, excepto na execução de uma soldadura realizada com a ferramenta *C7*, para a qual foi utilizada uma carga de 500 kg.

Finalmente, em alguns dos testes, fez-se variar o posicionamento das chapas relativamente ao sentido de rotação da ferramenta, tendo-se realizado quer soldaduras com o cobre do lado de avanço, quer soldaduras com o alumínio do lado de avanço.

Na Tabela 4 as soldaduras são identificadas utilizando uma nomenclatura com a forma A-B-C-D-E, em que A representa o tipo de ferramenta, B a velocidade de rotação aplicada, C a velocidade de avanço, D o material posicionado do lado de avanço da ferramenta (*Cu* para cobre e *Al* para alumínio), e por último, *E* que caracteriza o modo de controlo (*P* para controlo por posição e *F* para controlo de carga).

3.3. Ensaios de Dobragem

Este ensaio foi realizado utilizando apenas amostras da série *C7*.

Para a realização deste ensaio foram retiradas duas amostras de cada uma das soldaduras da série C7 (uma ao início e outra no fim). Para uma melhor leitura dos resultados, cada amostra possuía uma largura de 20 mm e um comprimento entre os 150 e 160 mm. Estes testes foram efectuados numa máquina universal de tracção *Instron 4026* (Figura 3). Os ensaios foram realizados de acordo com as especificações da Norma ISO 5173:2000(E), a qual recomenda 3 ângulos de ensaios distintos que determinam a severidade do ensaio, nomeadamente, 90°, 120° e 180°. Neste trabalho aplicou-se um ângulo de 180°. Findo o teste é verificado o comportamento da amostra a olho nú.



Figura 3 - Máquina universal de tracção *Instron 4026*

3.4. Análise Metalográfica

Das soldaduras analisadas neste estudo foram retiradas pequenas amostras, com 30 a 40 mm de comprimento e 10 mm de largura. Estas foram polidas com lixas de carboneto de silício, com granulometrias de P360, P600, P1000 e P2500. Para o acabamento final foi utilizada uma pasta de diamante em suspensão de 3 μm . Para o ataque químico efectuado foi utilizada uma solução de 5 ml de H_2O_2 e 50 ml de NH_4OH . O tempo de ataque não foi constante. Com efeito, foram realizados vários ataques até se considerar que a amostra se encontrava num estado próprio para observação. Depois de atacadas, as amostras foram observadas a ampliações de 50 e 100 vezes, no microscópio óptico *Zeiss Axiotech 100 HD* (Figura 4). Quando devidamente focadas foram tiradas micrografias utilizando a máquina fotográfica *Canon Power Shot G5*.



Figura 4 - Microscópio óptico Zeiss Axiootech 100 HD

3.5. Ensaios de Dureza

Este ensaio foi realizado no equipamento da marca *Shimadzu Microhardness Tester* (Figura 5). As medições de dureza foram efectuadas ao longo de toda a secção transversal da soldadura, utilizando a mesma amostra que foi utilizada na análise metalográfica. As indentações foram realizadas com uma carga de 200g e tempo de indentação de 15s, sendo deixado um espaçamento entre cada medição de 500 μm . Segundo a Norma ASTM E 92 – 82, a dureza foi calculada a partir da fórmula expressa na equação 1.

$$HV = 1,854 \times \frac{F}{d^2}, \quad (1)$$

em que HV é o valor da dureza Vickers, F a carga expressa em kgf e d a média aritmética entre as diagonais vertical (dv) e horizontal (dh) da indentação.



Figura 5 - Shimadzu Microhardness Tester

3.6. Análise de Difracção de Raios X

Na realização deste ensaio foram retiradas novas amostras das soldaduras realizadas com a ferramenta C7, estas passaram também por um processo de polimento para uma melhor visualização das zonas microestruturais analisadas. Neste ensaio foi utilizado o difractómetro PANalytical X'Pert PRO (Figura 6) cuja área de análise é de 100 μm .



Figura 6 - Difracção de Raios X

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

Neste capítulo são expostos os resultados da análise das soldaduras. Numa primeira fase é apresentada a sua caracterização morfológica (aspecto superficial) bem como o comportamento das soldaduras no teste de dobragem. De seguida são apresentados resultados da análise metalográfica, e numa fase posterior são apresentadas e discutidas as durezas obtidas. Por último, são apresentados os resultados das amostras das soldaduras da série C7, que foram sujeitas a um reconhecimento dos seus diferentes compostos através da análise por difracção de raios X.

Na avaliação de resultados não serão utilizadas as unidades do sistema internacional. É sim, seguida uma nomenclatura utilizada por inúmeros autores que permite uma melhor percepção física dos fenómenos envolvidos.

4.1. Caracterização Morfológica

Na Figura 7 mostra-se a título de exemplo o aspecto superficial de uma soldadura homogénea cobre-cobre realizada pelo processo de SFL. Nesta soldadura é notória a sua regularidade superficial, com estrias bem definidas e regularmente espaçadas de acordo com a razão entre a velocidade de avanço e a velocidade de rotação da ferramenta, bem como a ausência de rebarba, faltas de material e/ou redução de espessura. Uma soldadura com estas características morfológicas externas será um dos objectivos a alcançar na ligação alumínio-cobre.

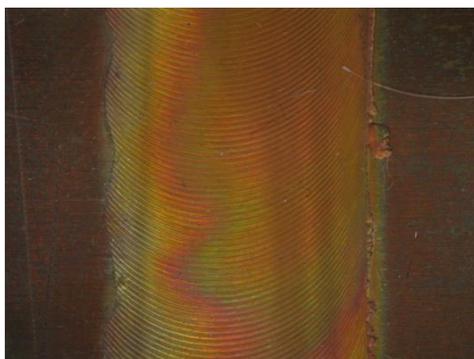


Figura 7 - Aspecto superficial de uma soldadura cobre-cobre por SFL (Leal et al, 2010)

O aspecto superficial das soldaduras efectuadas no âmbito deste trabalho encontra-se exposto na Figura 8. Numa primeira análise da Figura 8 pode constatar-se um aspecto aquém do desejado para todas as soldaduras. Com efeito, o aspecto irregular das superfícies com forte redução de espessura e excesso de rebarba são condicionantes importantes no que diz respeito à sua qualidade superficial. Pela sua tonalidade, a superfície das soldaduras aparenta ser constituída por uma camada de alumínio, quer para as soldaduras realizadas com o cobre do lado de avanço, quer para as soldaduras realizadas com o alumínio do lado do avanço. Contudo, Galvão et al, 2010 sugerem a existência de uma camada de compostos intermetálicos frágeis distribuída à superfície das soldaduras alumínio-cobre. Assim, é de esperar que a camada superficial que cobre as soldaduras da Figura 8 seja da mesma natureza, o que pode explicar a forte irregularidade superficial destas soldaduras relativamente à soldadura cobre-cobre apresentada na Figura 7.

Nas soldaduras realizadas com o alumínio do lado de avanço da ferramenta era previsível um mau acabamento superficial. Com efeito, de acordo com os mecanismos estabelecidos para o fluxo de material durante a soldadura por fricção linear, o material presente no lado de recuo é arrastado, pela base da ferramenta, para o lado de avanço, na parte de trás da ferramenta. Este transporte de material ocorre na parte superior das placas. Assim, quando a liga de cobre é o material localizado no lado do recuo da ferramenta, será transportado pela base da ferramenta para o lado do avanço, onde a liga de alumínio está situada. Como o alumínio é bastante mais macio do que o cobre (ver Figura 2), este último promove a sua expulsão da zona de ligação dando origem a rebarba e forte ausência de material (Galvão et al, 2010), que se verifica nas Figura 8 c e d.

a) *C3_1000_16_Cu_F600*b) *C6_800_5_Cu_P*c) *C6_800_10_Al_P*d) *C6_800_5_Al_P*e) *E_750_35_Cu_P*f) *E_750_55_Cu_P*g) *C7_900_20_Cu_F600*h) *C7_900_20_Cu_F500*i) *C7_700_20_Cu_F600*j) *C7_1200_20_Cu_F600***Figura 8** - Aspectos Superficiais das soldaduras presentes a estudo

Outra observação quanto ao aspecto superficial é a sua má qualidade superficial em condições extremas de *input* de calor. Assumindo o *input* de calor como sendo proporcional à razão entre a velocidade de rotação (ω) e a velocidade de avanço da ferramenta (v), pode concluir-se que as soldaduras da série *E*, com baixo *input* de calor ($\omega/v = 21,13$ rot/cm para a soldadura *E_750_35_Cu_P* e $\omega/v = 13,64$ rot/cm para a soldadura *E_750_55_Cu_P*), bem como as soldaduras da série *C6*, com um alto *input* de calor (desde a soldadura *C6_800_10_Al_P* que possui um $\omega/v = 80$ rot/cm, até às soldaduras *C6_800_5_Al_P* e *C6_800_5_Cu_P* que possuem um $\omega/v = 160$ rot/cm), apresentam todas mau aspecto superficial. De salvar que estas soldaduras foram realizadas com ferramentas diferentes, e que estas poderão ter um papel a desempenhar nestes resultados. Segundo Leal et al, 2008, as soldaduras realizadas com ferramenta estriada apresentam uma maior rugosidade face às soldaduras realizadas com ferramentas cónicas. No entanto, devido a esta ferramenta operar com ângulo de soldadura de 0° , as soldaduras realizadas com esta ferramenta estriada não apresentam normalmente redução de espessura. Por outro lado, Galvão et al, 2010 sugerem que no caso das ferramentas estriadas, as duas estrias em espiral forçam o fluxo de material para baixo, em torno do pino, dando origem a um maior transporte de material, e conseqüentemente, melhor acabamento superficial. No entanto, no caso particular das soldaduras realizadas neste trabalho, isso não se verificou. Com efeito, o baixo *input* de calor associado à elevada velocidade de avanço, relativamente à utilizada por Galvão et al, 2010 levou à obtenção de soldaduras com pior qualidade superficial do que as obtidas por outros autores.

No caso das soldaduras da série *C6*, o aspecto superficial de fraca qualidade, em que se destaca a existência de rebarba, segundo Kim et al, 2006 poderá dever-se ao maior amaciamento do material devido ao elevado *input* de calor.

4.2. Ensaios de Dobragem

Para a realização deste ensaio foram retiradas duas amostras de cada soldadura, uma no ponto inicial da soldadura, designada M1, e outra mais perto do fim, designada por M2. Este teste, realizado apenas para as soldaduras *C7*, teve por objectivo averiguar a existência de defeitos na raiz das soldaduras.

Nos provetes *C7_900_Cu_F600_M1* e *C7_1200_20_Cu_F600_M1*, que se mostram nas Figura 9 a) e Figura 9 b), respectivamente, pode ver-se que ocorreu fractura em grande parte da soldadura, mas não no seu todo, pelo que é de prever que os defeitos de raiz presente nestas soldaduras não sejam contínuos. É ainda de realçar que o único provete a passar o teste sem fractura, corresponde à soldadura *C7_1200_20_Cu_F600_M2*. Contudo o resultado deste teste não pode ser conclusivo, pois como se pode verificar na Figura 9 c), a amostra foi mal colocada na máquina universal de tracção sendo a parte dobrada diferente da pretendida.

A presença de defeitos na raiz de todos os provetes veio denunciar uma deficiente ligação entre os materiais a unir. A causa desta fraca ligação será tratada mais à frente.

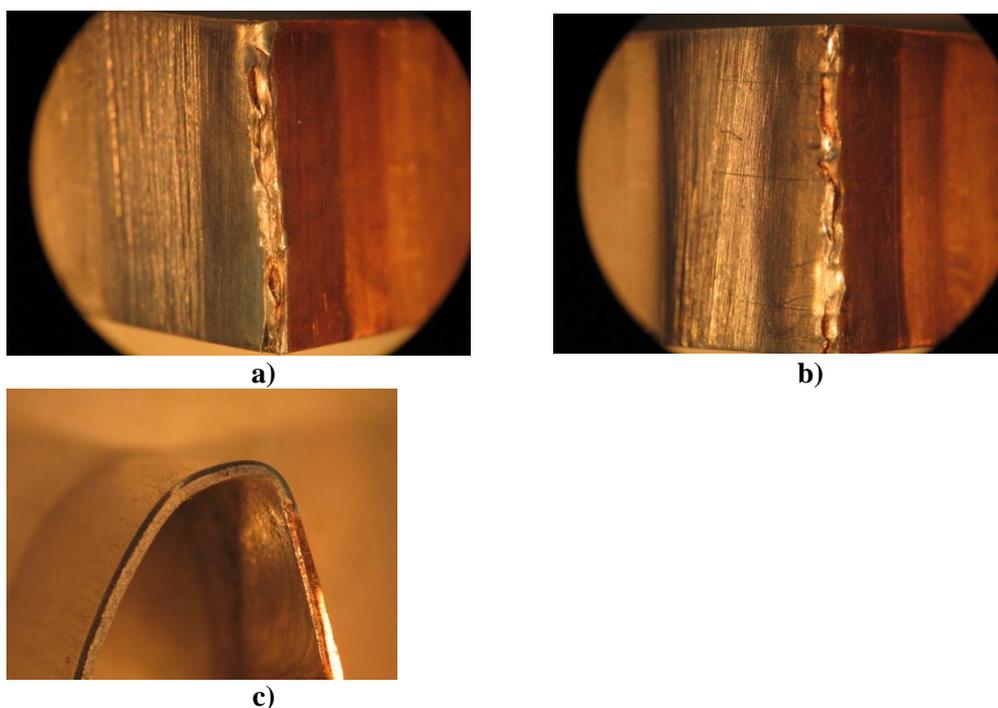


Figura 9 - Provetes sujeitos ao ensaio de dobragem. **a)** *C7_900_20_Cu_F600_M1*; **b)** *C7_1200_20_Cu_F600_M1*; **c)** *C7_1200_20_Cu_F600_M2*

4.3. Análise Metalográfica

Neste subcapítulo são procuradas possíveis explicações para os defeitos presentes nas soldaduras, bem como identificadas as zonas das soldaduras onde se possam

encontrar compostos frágeis intermetálicos. Os resultados que se apresentam de seguida serão analisados pela seguinte ordem: Série C3; C6; C7; E.

4.3.1. Análise Metalográfica da Soldadura da Série C3

Na soldadura *C3_1000_16_Cu_F600*, que se mostra na Figura 10, o alumínio que se encontrava no lado de recuo da ferramenta apresenta-se no lado direito da figura, enquanto o cobre que se encontrava no lado de avanço da ferramenta apresenta-se à esquerda. Na parte central da soldadura é visível uma zona de grão mais refinado, comparativamente ao observado na zona de cobre não afectada pelo processo. Nesta Figura 10 nota-se também a presença de uma camada mais clara, na parte superior da soldadura, que se formou na junção dos dois materiais de base. Ainda na zona central, onde ocorre mistura dos materiais de base, nota-se a presença de estruturas que se apresentam com um tom escuro. Esta parte da soldadura supõe-se conter compostos intermetálicos frágeis. Nesta soldadura é ainda evidente uma interface clara entre os dois materiais a unir, à direita do núcleo central da soldadura.

De acordo com a relação ω/v , a soldadura *C3_1000_16_Cu_F600* é uma soldadura quente ($\omega/v = 62,5$ rot/cm), isto é, apresenta um grande *input* de calor, demonstrando por isso a estrutura lamelar resultante da intensa mistura dos materiais (Ouyang et al, 2006) que se pode observar na Figura 10. No entanto, esta soldadura apresenta também *Kissing Bond* (Figura 11 a)), assim como alguns vazios no seu interior, visíveis na Figura 11 b). Estes defeitos poderão dever-se à utilização de pressão axial um pouco inferior à necessária durante a execução das soldaduras. Segundo Kumar et al., 2008 a base é a principal fonte de calor da ferramenta no processo. Se a carga axial for inferior à desejada, então a base não conseguirá transmitir calor adequadamente, originando assim soldaduras defeituosas.



C3_1000_16_Cu

Figura 10 - Metalografia geral da soldadura *C3_1000_16_Cu_F600*

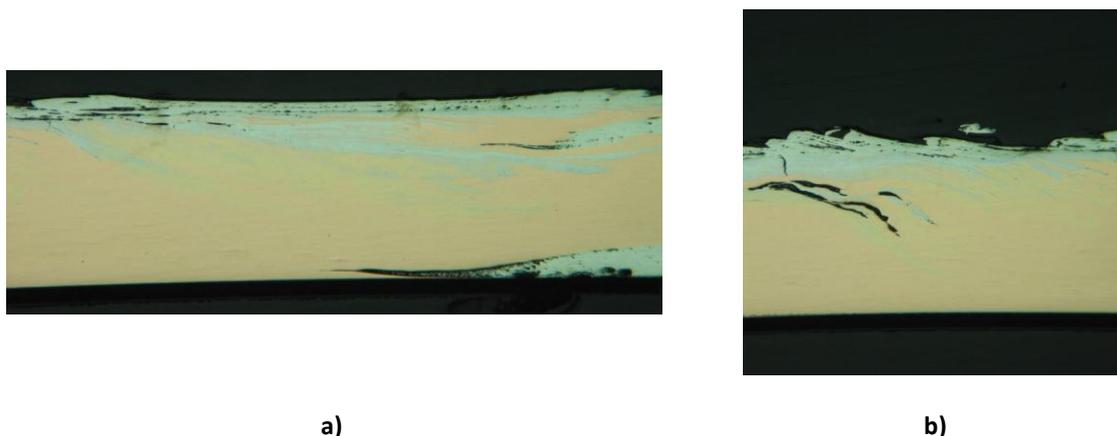


Figura 11 - a) Secção da soldadura *C3_1000_16_Cu_F600* onde se verifica *Kissing Bond*; **b)** Secção da soldadura *C3_1000_16_Cu_F600* onde se verificam vazios

4.3.2. Análise Metalográfica das Soldaduras da Série C6

Na Figura 12 encontram-se as secções transversais referentes às soldaduras da série C6. Mais concretamente, nas Figura 12 b) e c) mostram-se as soldaduras efectuadas com o alumínio pelo lado de avanço da ferramenta (lado direito das figuras, e o cobre no lado de recuo da ferramenta. A Figura 12 a) refere-se à soldadura realizada com o cobre no lado de avanço da ferramenta (lado direito da Figura 12 a)), enquanto o alumínio se encontra pelo lado do recuo (parte esquerda da Figura 12 a)). O parâmetro de soldadura que se alterou aquando da execução das soldaduras que possuem o alumínio do lado de recuo, foi a velocidade de avanço, passando de 10cm/min (*C6_800_10_Al_P*) para 5cm/min (*C6_800_5_Al_P*). Quanto à soldadura *C6_800_5_Cu_P*, foi realizada com os mesmos parâmetros de soldadura que a soldadura *C6_800_5_Al_P*, exceptuando o facto de ter o cobre no lado de avanço da ferramenta.



a) C6_800_5_Cu



b) C6_800_5_Al



c) C6_800_10_Al

Figura 12 - Metalografia geral das soldaduras da série C6

Observando na Figura 12 b) e c), nas quais são representadas as soldaduras C6_800_5_Al_P e C6_800_10_Al_P, é visível a ausência de mistura dos dois materiais no *Nugget*. No caso da soldadura C6_800_5_Al_P (Figura 12 b)), nota-se claramente o arrastamento de cobre para o lado do alumínio. Esta soldadura contém um braço de cobre maior que o da soldadura C6_800_10_Al_P, o que pode ser atribuído ao facto de esta última ter sido realizada com *input* de calor superior. Galvão et al, 2010 referem que a liga de cobre, que está localizada no lado do recuo da ferramenta, é transportada pela base para o lado do avanço, onde a liga de alumínio está situada. Como a liga de alumínio é mais macia que o cobre, é expulsa pelo cobre que é para aí arrastado pela ferramenta. Assim é expectável que esta soldadura esteja isenta de compostos intermetálicos frágeis, pois não chega a existir uma verdadeira mistura dos materiais de base. Segundo Xue et al, 2010 a existência de compostos intermetálicos frágeis prova que ocorreu uma mistura eficaz dos materiais, sendo este um factor a ter em conta para a obtenção de uma boa ligação entre estes. Estes autores vão mais longe e afirmam que os compostos intermetálicos são necessários para uma soldadura heterogénea Alumínio-Cobre sã, desde que bem distribuídos na matriz metálica. A presença ou não de compostos intermetálicos nestas soldaduras irá ser averiguada através da medição de dureza.

Analisando agora a soldadura C6_800_5_Cu_P, que se mostra na Figura 12 a) é visível uma mistura de material muito severa, contrariamente ao observado para a soldadura C6_800_5_Al_P, produzida nas mesmas condições. Esta mistura deve-se ao posicionamento do Cu no lado de avanço e aos mecanismos de fluxo de material. De notar ainda que esta soldadura apresenta alguns vazios no seu interior, bem como *Kissing Bond* como se pode verificar na Figura 13. Como esta soldadura foi realizada em controlo de posição, a presença destes defeitos pode ser atribuída ao posicionamento impreciso da ferramenta no início do processo de soldadura. Uma hipótese a não excluir é também a existência de vazios devido ao escoamento turbulento durante a mistura dos materiais de

base. De acordo com Kim, 2006 essa turbulência deve-se ao facto da soldadura ser realizada com elevado *input* de calor. De facto esta é a soldadura mais quente da série C6, juntamente com a soldadura *C6_800_5_Al_P*.

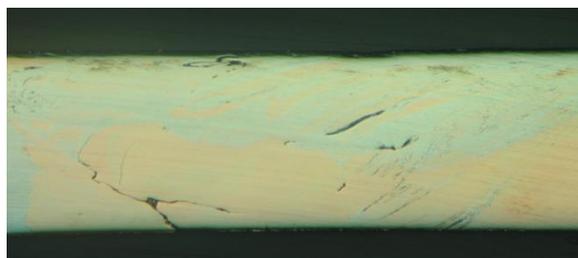


Figura 13 - Metalografia da soldadura *C6_800_5_Cu_P* que evidencia vazios de material

4.3.3. Análise Metalográfica das Soldaduras da Série C7

Na Figura 14 mostram-se as secções transversais das soldaduras da série C7. A observação destas soldaduras permite analisar a influência da velocidade de rotação na mistura dos materiais. Com efeito, apesar de todas estas soldaduras terem sido realizadas com a mesma velocidade de avanço linear e o mesmo material no lado de avanço da ferramenta, o cobre, todas apresentam morfologias diferentes. De referir que entre as soldaduras que foram realizadas com velocidade de rotação de 900 rpm, existe uma que foi realizada com força axial de 600 kg (*C7_700_20_Cu_F600*), enquanto a outra foi realizada com uma força axial de 500 Kg (*C7_900_20_Cu_F500*). Em todas as soldaduras (Figura 14) é visível o alumínio na parte direita da soldadura, que corresponde ao lado de recuo da ferramenta, enquanto no lado esquerdo das figuras se encontra o cobre, que corresponde ao lado de avanço da ferramenta.



a) *C7_700_20_Cu_F600*

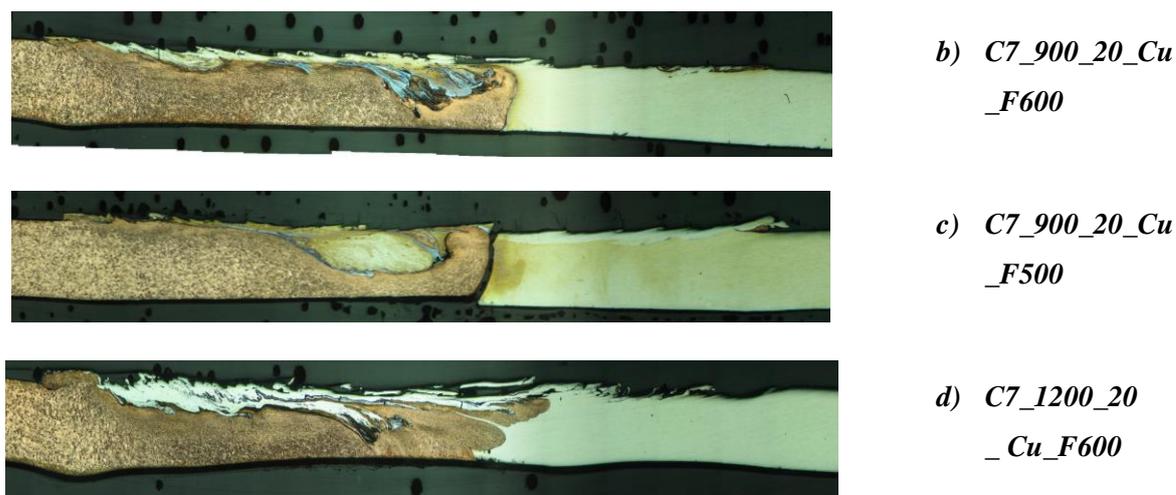


Figura 14 - Metalografias gerais da Série C7

Analisando as imagens da Figura 14 é possível concluir que na zona central das soldaduras *C7_700_20_Cu_F600* a)), *C7_900_20_Cu_F600* b)) e *C7_1200_20_Cu_F600* d), na parte superior, existe uma zona mais clara resultante do arrastamento de material pela base da ferramenta durante o processo de SFL. Na soldadura *C7_700_20_Cu_F500* (Figura 14c)), realizada com força axial inferior às restantes, parece não existir essa camada. Este facto deve-se à pressão insuficiente para o arrastamento eficaz dos materiais a ligar. Assim, como a pressão é baixa, a zona mista em vez de se dispersar por uma área maior, fica retida numa pequena bolsa localizada na zona de influência do pino. É também visível que na soldadura *C7_900_20_Cu_F500* (Figura 14c)), ocorreu uma ruptura total na interface entre o Alumínio e o Cobre. Uma vez que o mesmo não sucede com a soldadura *C7_900_20_Cu_F600* (Figura 14b)), realizada com uma carga axial superior, aparece novamente a carga axial insuficiente na execução desta soldadura como causa possível da má qualidade da ligação.

Embora não haja um vínculo directo entre uma pressão axial diminuta aplicada e a falta de ligação na interface dos materiais de base, sabe-se que a pressão exercida pela ferramenta é um factor importante a ter em conta na existência de cavidades como é sugerido por Kumar et al., 2008. No presente caso, a falta de pressão foi tão notória, que acabou por ser insuficiente para a base e o pino manterem um fluxo de material satisfatório para a união dos materiais envolvidos. Estes resultados mostram efectivamente o papel

determinante da base no transporte de material para uma execução bem sucedida das soldaduras.

Finalmente, embora nas restantes soldaduras da série *C7* não tenha ocorrido falta de ligação na interface entre os materiais de base tão notória como para a soldadura *C7_900_20_Cu_F500* (Figura 14 c)), foram detectadas múltiplas fissuras no seu seio, as quais são evidenciadas na Figura 15. Estas fissuras denotam a fragilidade das estruturas constituintes destas soldaduras e fazem prever a presença de compostos intermetálicos.

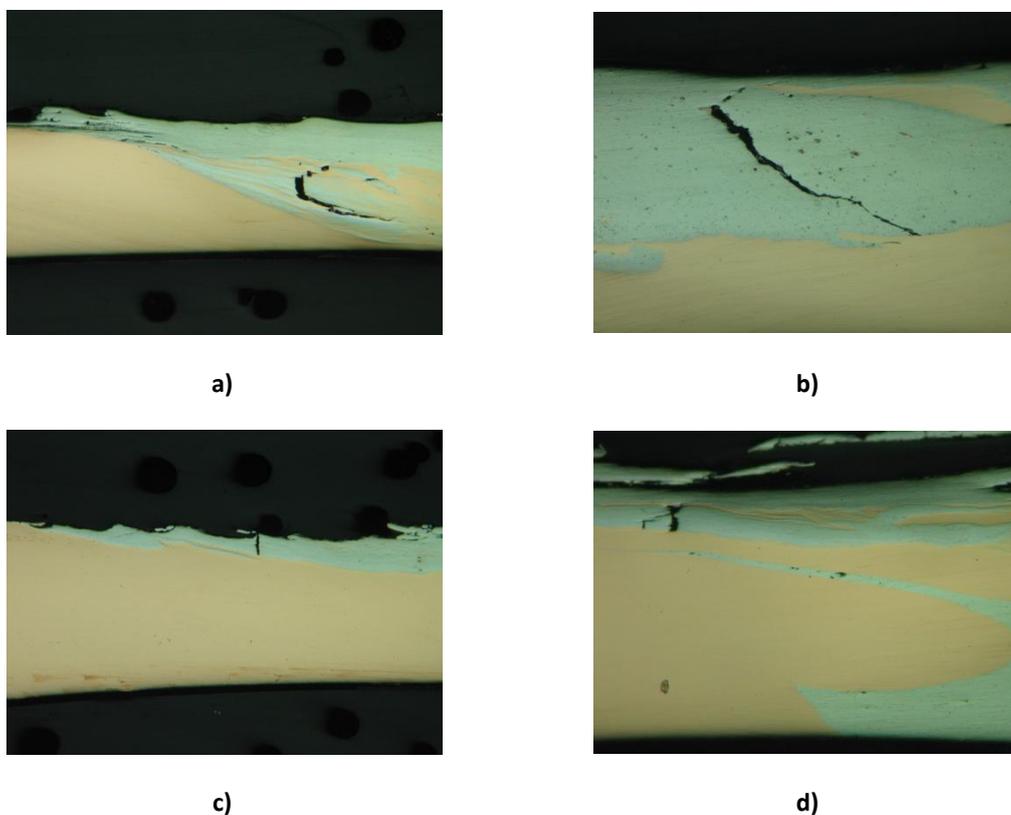


Figura 15 - Fissuras presentes nas soldaduras *C7*: **a)** *C7_700_20_Cu_F600*; **b)** *C7_900_20_Cu_F500*;
c) *C7_900_20_Cu_F600*; **d)** *C7_1200_20_Cu_F600*

De notar também que, de um modo geral, com o aumento da velocidade de rotação, e para uma velocidade de avanço fixa, a mistura de material torna-se mais intensa. Com efeito, na Figura 14, pode observar-se desde uma mistura parca de material, na soldadura *C7_700_20_Cu_F600* (Figura 14 a)), até uma mistura mais severa, na soldadura

C7_1200_20_Cu_F600 (Figura 14 d)). A causa da maior eficiência na mistura dos materiais está no aumento do coeficiente ω/v , sendo este um indicador do calor adicionado à soldadura. Segundo Li et al, 1999 o aumento do coeficiente ω/v aumenta também a turbulência a que o fluxo de material está sujeito durante o processo de soldadura. Assim, um fluxo mais turbulento faz com que haja uma mistura mais eficaz entre os materiais, o que é verificado na análise das soldaduras da série *C7*.

Quanto à presença de defeitos na raiz, do tipo *Kissing Bond*, todas as soldaduras da série *C7*, à exceção da soldadura *C7_1200_20_Cu_F600* (Figura 14 d)) verificam a sua existência. No caso da soldadura *C7_900_20_Cu_F500* (Figura 14c)) o defeito na raiz propagou-se ao longo da totalidade da secção transversal. Estes defeitos explicam o comportamento deficiente das soldaduras realizadas com a ferramenta *C7* no teste de dobragem. Galvão et al, 2010 referem que, variações da geometria da ferramenta e/ou da espessura da placa, não alteram os mecanismos de fluxo de material durante o processo de soldadura, mas influenciam a quantidade de material arrastado pela base e pelo pino, a partir do lado de avanço e de recuo da ferramenta. Então, devido à geometria da ferramenta *C7*, a quantidade de material arrastado poderá não ser suficiente para assegurar a ligação em toda a sua espessura e assim evitar o defeito *Kissing Bond*. Contudo, deve ainda notar-se que para a soldadura realizada com maior *input* de calor, *C7_1200_20_Cu_F600*, o defeito *Kissing Bond* não se observa, o que demonstra que o fluxo de material terá sido mais eficiente.

4.3.4. Análise Metalográfica das Soldaduras da Série E

De seguida são tratados os resultados referentes às soldaduras realizadas com ferramenta de base estriada (*E*). As secções transversais destas soldaduras mostram-se na Figura 16. Em ambas as metalografias das soldaduras o alumínio encontra-se no lado direito que corresponde ao lado de recuo da ferramenta, enquanto o cobre se encontra no lado esquerdo que corresponde ao lado de avanço da ferramenta. Estas soldaduras foram realizadas com todos os parâmetros de soldaduras semelhantes, exceptuando a velocidade de avanço. Com efeito, a soldadura *E_750_35_Cu_P* (Figura 16 a)) foi realizada com velocidade de avanço mais lenta que a soldadura *E_750_55_Cu_P* (Figura 16 b)). Nesta última soldadura é de notar uma língua de material mais clara na zona central. Leal et al,

2008 verificaram também a existência desta língua quando analisaram a ligação heterogénea por SFL de alumínio AA 5182-H111 com alumínio AA 6016-T4. Mais tarde, Galvão et al, 2010 observaram também a mesma língua de material em soldaduras de alumínio-cobre. As elevadas durezas registadas por esses autores nesta zona da soldadura, levou-os a afirmar tratar-se de uma zona mista com presença de compostos intermetálicos frágeis.

A fissura que se pode observar na Figura 16 revela também a elevada fragilidade do material que a contém. Com efeito, esta língua é formada devido ao processo de mistura dos dois materiais em torno do pino. Quando a língua atravessa a totalidade da espessura é sinal de um elevado transporte de material. No caso das soldaduras analisadas neste trabalho, como se trata de soldaduras efectuadas com elevadas velocidades de avanço, e conseqüentemente menor *input* de calor, existe um menor transporte vertical de material (Saeid et al, 2009). Segundo Saeid et al, 2009 elevadas velocidades de avanço levam a falta de adesão na interface, assim como a cavidades causadas por um baixo *input* de calor. Deve contudo salientar-se que este autor não trabalhou com uma ferramenta de base estriada semelhante à utilizada neste trabalho.

a) *E_750_35_Cu*b) *E_750_55_Cu***Figura 16** - Metalografias gerais da Série E

Finalmente, na soldadura *E_750_35_Cu_P* (Figura 16 a)) não se observa a presença da língua do material misto. Este facto poderá ter sucedido por uma mau controlo de posição da ferramenta, ou por a amostra ter sido retirada numa zona da soldadura em que não se regista o fenómeno. Outra possível razão será o maior calor desta em relação à soldadura *E_750_55_Cu_P* (Figura 16 b)).

4.4. Ensaio de Dureza

No texto que se segue a apresentação de resultados foi estruturada em três partes de acordo com a tipologia das soldaduras, ou seja, serão apresentados os perfis de dureza das soldaduras realizadas com as ferramentas cónicas e o cobre no lado de avanço, os perfis de dureza das soldaduras realizadas com a ferramenta cónica e o alumínio no lado de avanço, e finalmente, o perfil de dureza das soldaduras realizadas com a ferramenta de base estriada.

4.4.1. Perfis de dureza das soldaduras realizadas com as ferramentas cónicas e o cobre no lado de avanço

Os perfis de dureza relativos a estas soldaduras apresentam-se da Figura 17 à Figura 22. De acordo com as figuras, nestas soldaduras, os valores de dureza registados para os materiais de base encontram-se em concordância com os valores referidos por outros autores, que foram enunciados aquando da caracterização dos materiais de base realizada no procedimento experimental, ou seja, alumínio 70 HV_{0,2} e cobre 91 HV_{0,2}. Esta concordância pode-se verificar através das linhas horizontais traçadas nos gráficos de dureza. Com efeito, embora nas soldaduras *C7_700_20_Cu_F600* (Figura 17) e *C7_900_20_Cu_F500* (Figura 18) se verifiquem valores abaixo das linhas referidas, na extremidade dos perfis de dureza, estes valores podem ser atribuídos ao efeito de bordo.

À medida que avançamos de ambos os lados, para o centro da soldadura, e conseqüentemente, para o seio da ZATM, verifica-se que o valor das durezas aumenta para todas as soldaduras. Nas extremidades da ZATM, a qual é representada entre as duas linhas verticais vermelhas traçadas nos gráficos, o cobre assume valores de dureza entre os 91 HV_{0,2} e 125 HV_{0,2}, enquanto o alumínio assume valores de dureza entre 70 HV_{0,2} e 105 HV_{0,2}. Comparando os diferentes gráficos, uma observação importante a reter é a subida dos valores de dureza na ZATM, com o aumento do *input* de calor para soldadura. Quando comparadas as soldaduras *C7_700_20_Cu_F600* ($\omega/v=35\text{rot/cm}$; Figura 17), *C7_900_20_Cu_F500* ($\omega/v = 45\text{rot/cm}$; Figura 18) e *C7_900_20_Cu_F600* ($\omega/v = 45\text{rot/cm}$; Figura 19) com as soldaduras *C7_1200_20_Cu_F600* ($\omega/v = 60\text{rot/cm}$; Figura 20), *C3_1000_16_Cu_F600* ($\omega/v = 62,5\text{rot/cm}$; Figura 21) e *C6_800_5_Cu_P* ($\omega/v = 160\text{rot/cm}$; Figura 22) é visível uma dureza superior das últimas em relação às primeiras. Tal

poderá dever-se ao facto de nas soldaduras mais quentes o grão se encontrar mais refinado em resultado da recristalização dinâmica que ocorre nesta zona da soldadura, o que conduz a maiores valores de dureza. Na caso das soldaduras mais frias, o *input* de calor sendo mais baixo, poderá levar a uma menor área de recristalização, ou mesmo há inexistência desta, como parece ocorrer na soldadura *C7_900_20_Cu_F500* (Figura 18) para a qual não se registam subida dos valores de dureza do alumínio e do cobre quando comparados com os valores dos materiais de base. Com efeito, a análise microestrutural desta soldadura, apresentada na Figura 18, mostra já que o material situado na zona de influência de base da ferramenta não terá sofrido deformações plásticas significativas.

Analisando agora a parte central dos perfis de dureza, que correspondem à zona de *Nugget*, onde são observáveis estruturas mistas, identificadas na análise metalográfica como sendo zonas de tonalidade escura, podem observar-se os valores máximos de dureza. Com efeito, existe uma grande variedade de durezas nestas zonas, que podem ir desde os 160 HV_{0,2} até aos 350 HV_{0,2}. Estes valores indicam a presença de compostos, nesta zona da soldadura, diferentes do Cobre e do Alumínio recristalizado, ou seja, a formação de compostos intermetálicos frágeis. De notar que na soldadura *C7_900_20_Cu_F500*, a única zona onde se verifica alteração de dureza, ou seja, onde se encontrarão os compostos intermetálicos frágeis se restringe à zona de influência do pino. Tal pode ser confirmado pela imagem obtida na análise metalográfica realizada.

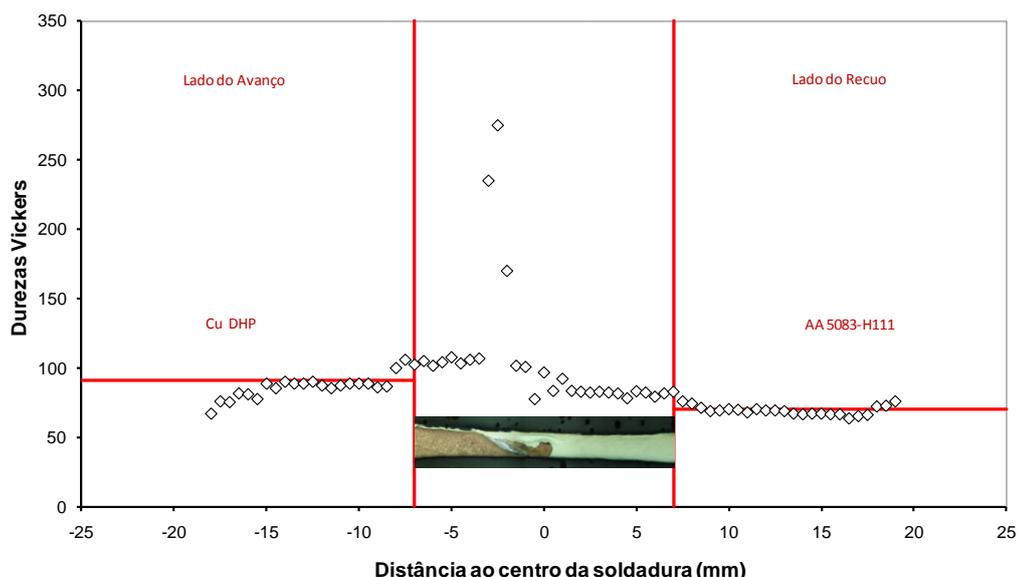


Figura 17 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura *C7_700_20_Cu_F600*

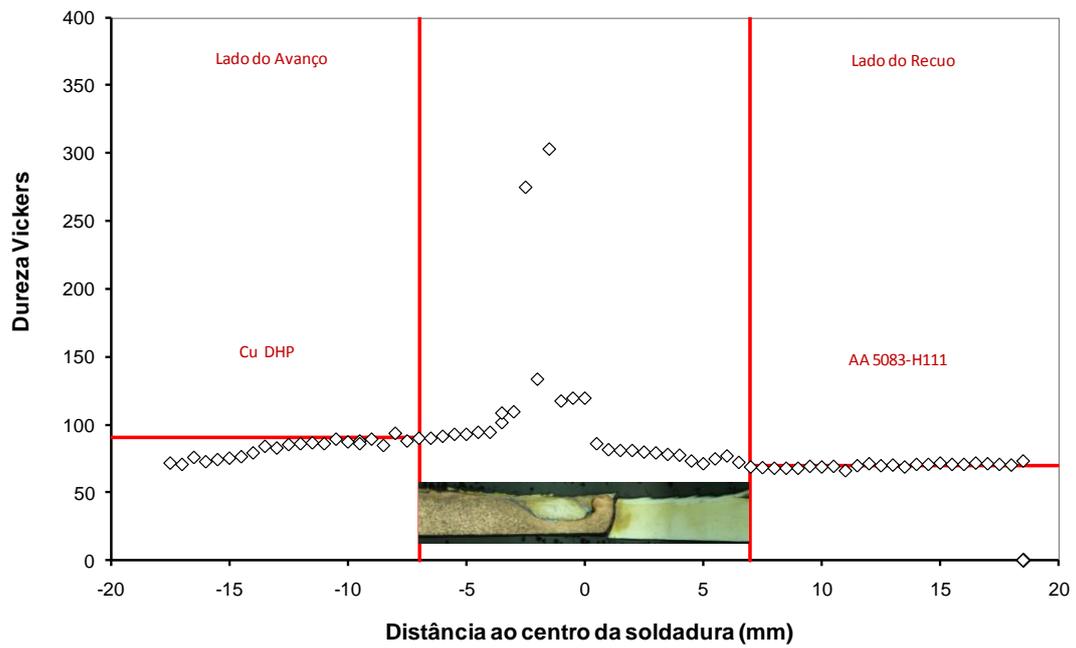


Figura 18 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura *C7_900_20_Cu_F500*

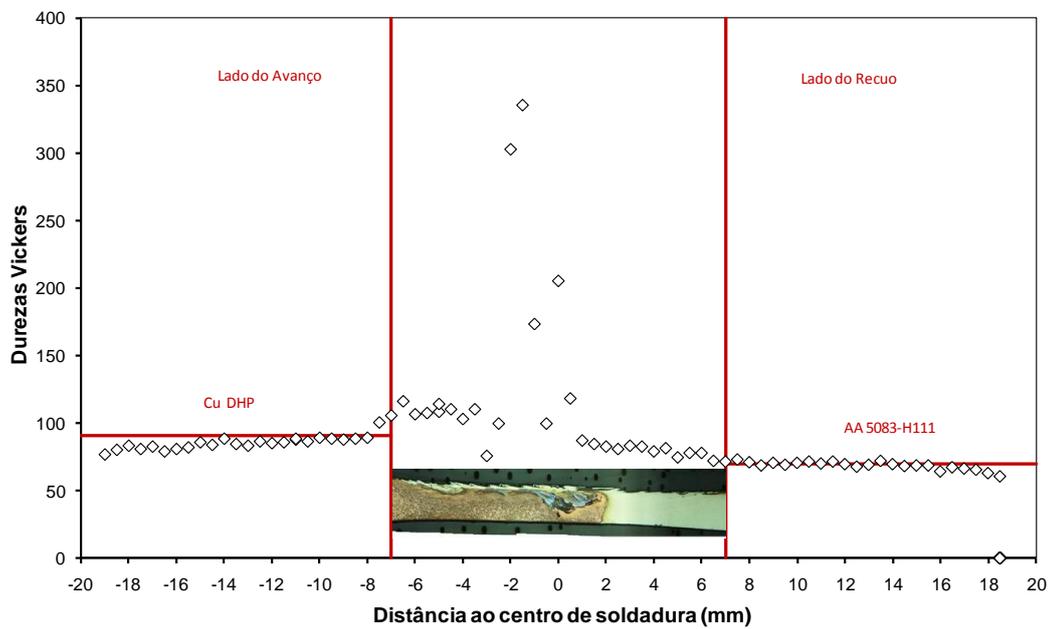


Figura 19 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura *C7_900_20_Cu_F600*

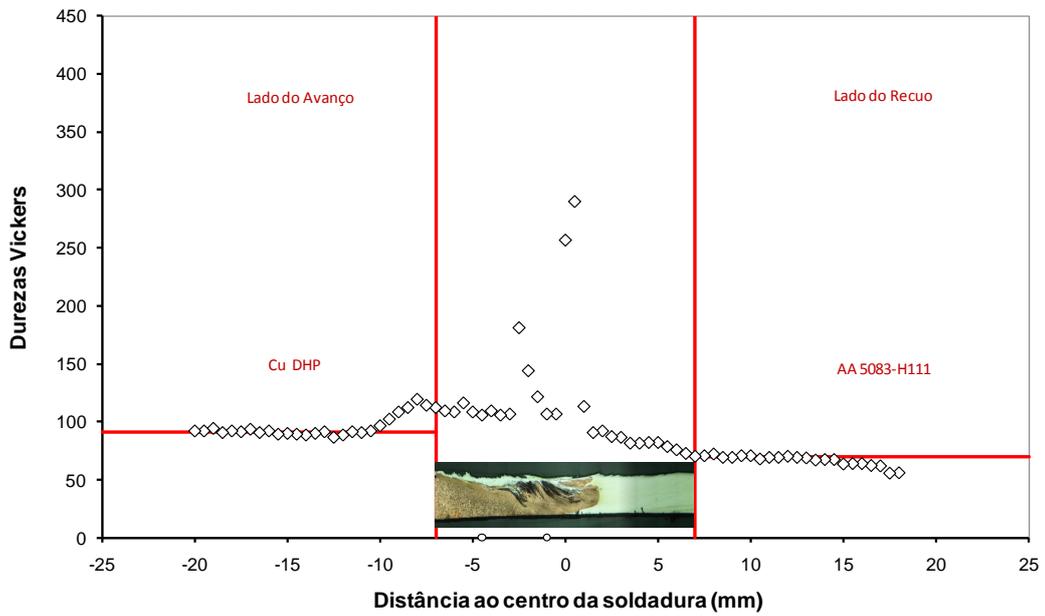


Figura 20 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura C7_1200_20_Cu_F600

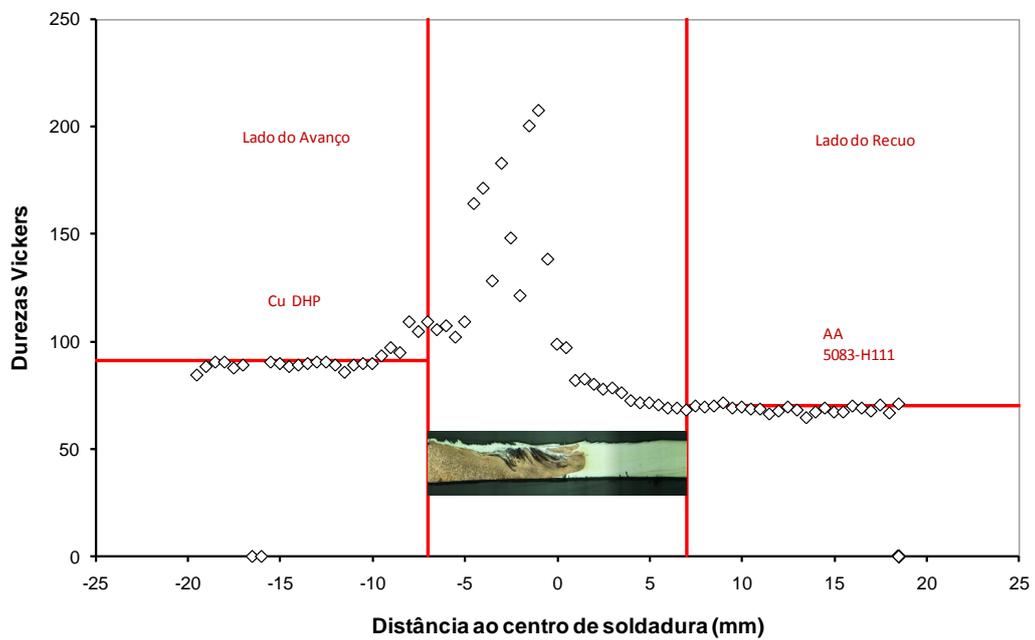


Figura 21 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura C3_1000_16_Cu_F600

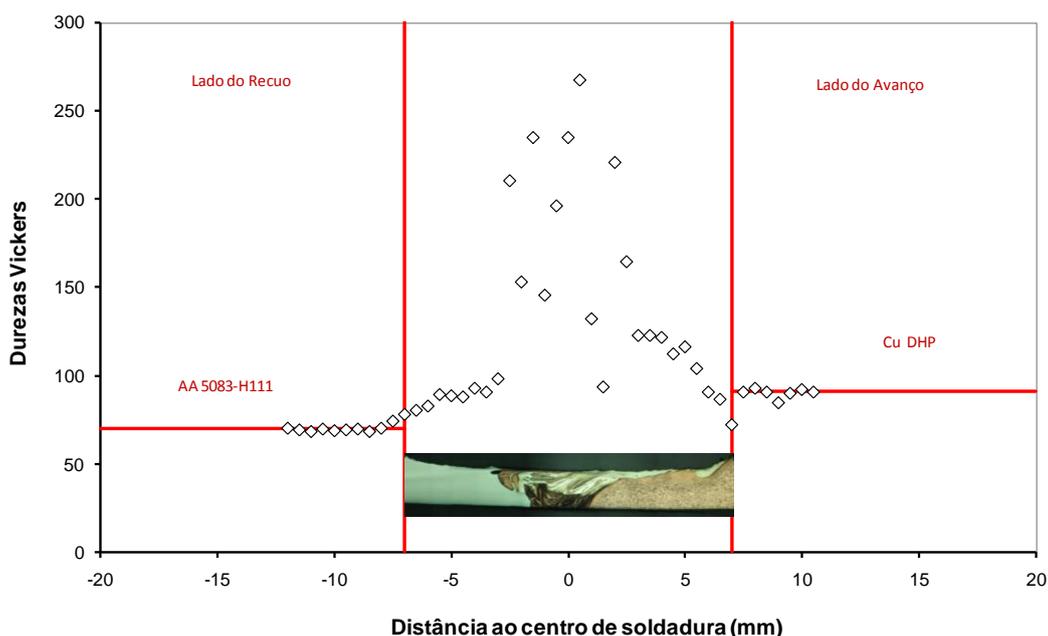


Figura 22 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura C6_800_5_Cu_P

4.4.2. Perfis de dureza das soldaduras realizadas com a ferramenta cónica e o alumínio no lado de avanço

Os perfis de dureza que se analisam de seguida referem-se às soldaduras C6_800_5_Al_P e C6_800_5_Al_P apresentam-se na Figura 23 e na Figura 24. Tal como nos perfis apresentados anteriormente, os valores de dureza registados para os materiais de base destas soldaduras encontram-se em concordância com os valores esperados. Contudo, ao analisar a parte dos perfis relativos à soldadura é possível verificar que ambas as soldaduras, no lado direito, correspondente ao alumínio, apresentam uma redução nos valores de dureza na ZAC. Esta diminuição pode ser explicada pelo facto de o calor que advém da ZATM promover o recozimento e engrossamento de grão nesta zona, e consequentemente, a diminuição de dureza, relativamente ao material de base (Galvão, 2009).

Analisando agora o lado esquerdo dos perfis de dureza, na zona da soldadura correspondente ao cobre, e já na extremidade da ZATM, é possível constatar também um abaixamento dos valores de dureza, o que indicia um ligeiro amaciamento deste material. Lee et al, 2004 atribuem a ocorrência de amaciamento à redução da densidade de deslocações no interior dos grãos, na ZATM, em resultado de um processo de restauração induzido pelo calor gerado durante a soldadura. Estes autores afirmam mesmo que a dureza do Cobre, na ZATM das soldaduras obtidas por SFL, depende principalmente da densidade de deslocações em detrimento do tamanho de grão. Logo não é de descartar a ocorrência dos fenómenos para os resultados registados neste trabalho.

Finalmente, a parte central do perfil de dureza correspondente ao *Nugget* da soldadura *C6_800_5_Al_P* (Figura 24) apresenta valores de dureza superiores aos da soldadura *C6_800_10_Al_P* (Figura 23). De referir que os valores de dureza mais elevados foram registados no braço de cobre, onde atingem mesmo o valor bastante elevado de $160\text{HV}_{0,2}$. Uma vez que esta soldadura foi realizada com o alumínio do lado de avanço, condição em que não se detecta a mistura dos materiais de base nas micrografias, esta alteração na dureza deve ser atribuída a alterações microestruturais no cobre. De realçar que Ferreira, 2010 obteve valores próximos destes, na ordem dos $160\text{HV}_{0,2}$, em soldaduras homogêneas de cobre-cobre, totalmente isentas de compostos intermetálicos.

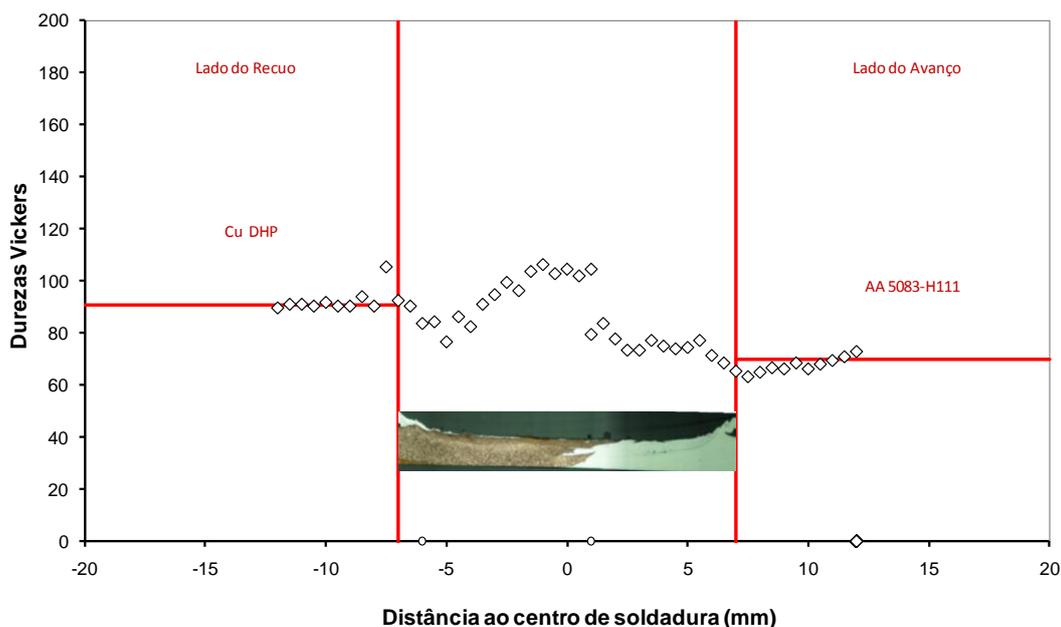


Figura 23 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura *C6_800_10_Al_P*

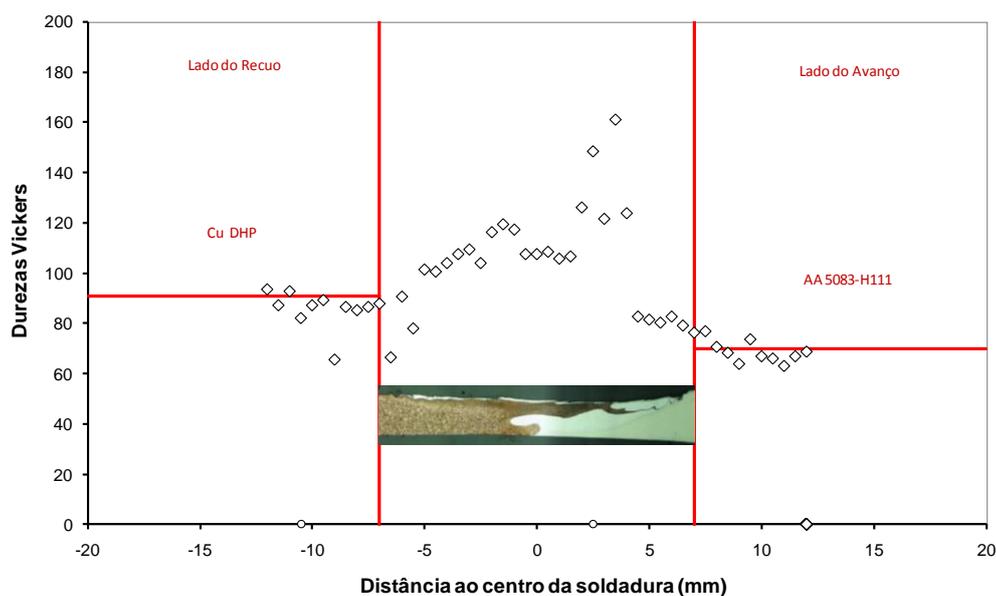


Figura 24 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura *C6_800_5_AI_P*

4.4.3. Perfil de dureza da soldadura realizada com a ferramenta estriada

Neste trabalho não foi analisado o perfil de dureza da soldadura *E_750_35_Cu_P*, pelo que irá ser analisada apenas a soldadura *E_750_55_Cu_P*. Tal como nos perfis de dureza anteriores, para esta soldadura (Figura 25) foram registados valores de dureza para os materiais de base de acordo com o indicado por Galvão, 2009.

Analisando detalhadamente o perfil de dureza, pode observar-se ao centro, na zona correspondente à ZATM, que os valores de dureza aumentam, como seria esperado, e foi também verificado nos anteriores perfis. No lado de ZATM correspondente ao cobre a dureza chega a atingir $120\text{HV}_{0,2}$, enquanto no lado correspondente ao alumínio atinge $90\text{HV}_{0,2}$. No Nugget pode observar-se o valor de dureza mais elevado de todos os registados para as soldaduras analisadas ($426\text{HV}_{0,2}$). Comparando o perfil de dureza com a evolução microestrutural patente na amostra metalográfica, conclui-se que este valor de dureza ocorreu na língua de material misto já referida na análise metalográfica. Com efeito, esta medição de dureza vem confirmar a grande fragilidade que esta língua de material possui e já evidenciada pela presença de uma fenda no seu seio. Devido aos

valores de dureza, esta língua de material pode mesmo ser considerada a estrutura mais frágil de entre todas as analisadas.

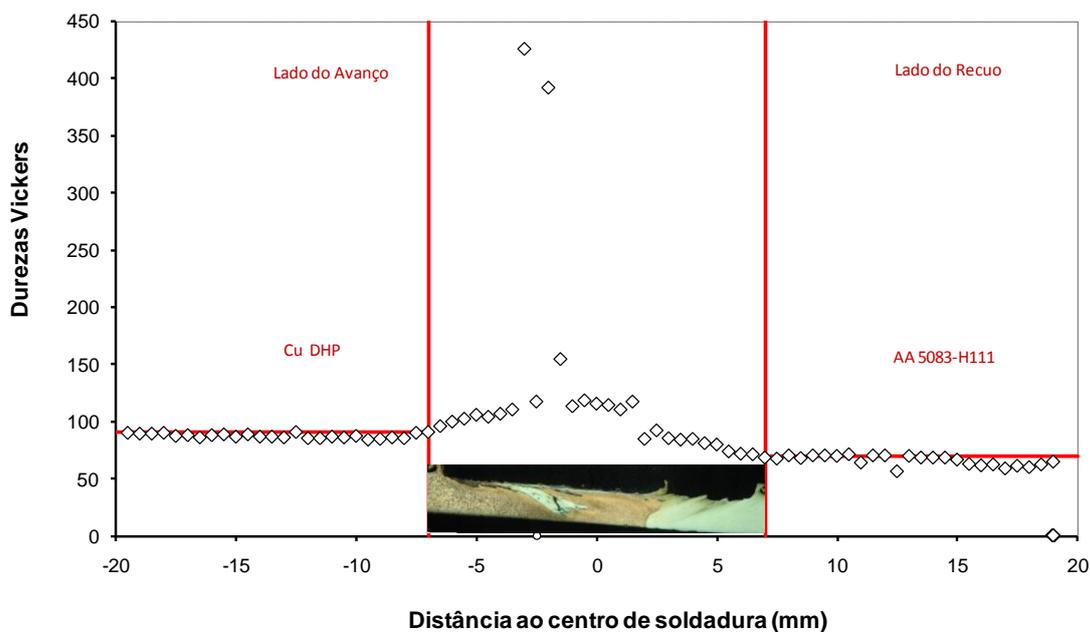


Figura 25 - Gráfico da evolução da microdureza durante a secção transversal da soldadura *E_750_55_Cu_P*

4.5. Análise de Difracção de Raios X

Como se depreendeu da análise dos perfis de dureza é na zona do *Nugget*, onde se encontram as estruturas mistas, e onde se registaram os maiores valores de dureza, que terá ocorrido à formação de compostos intermetálicos. Assim é de interesse crucial a confirmação da presença e identificação da natureza desses compostos intermetálicos. De relembrar que este tipo de análise foi apenas aplicado às soldaduras da série *C7*.

Na Figura 26 mostram-se os pontos onde foram realizadas as análises de raios X da soldadura *C7_900_20_Cu_F500*. De acordo com esta figura, os pontos analisados correspondem todos à zona mista homogénea da soldadura. O resultado da difracção de raios X, que se mostra na Figura 27, permitiu concluir que nesta zona predomina a presença de CuAl_2 , que é sem dúvida o composto intermetálico dominante. Associando

estes resultados aos perfis de dureza correspondente a esta zona da soldadura, pode afirmar-se que o CuAl_2 presente na soldadura *C7_900_20_Cu_F500*, atinge o valor máximo de dureza de $303\text{HV}_{0,2}$.

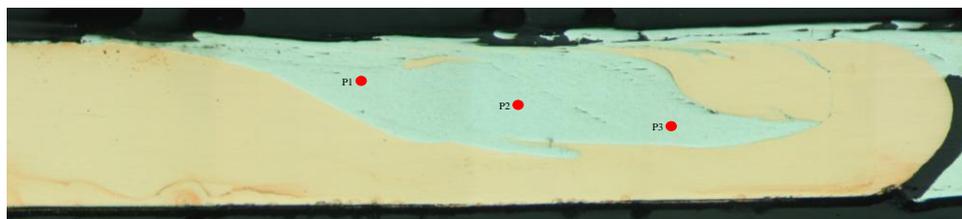


Figura 26 - Secção transversal da soldadura *C7_900_20_Cu_F500*

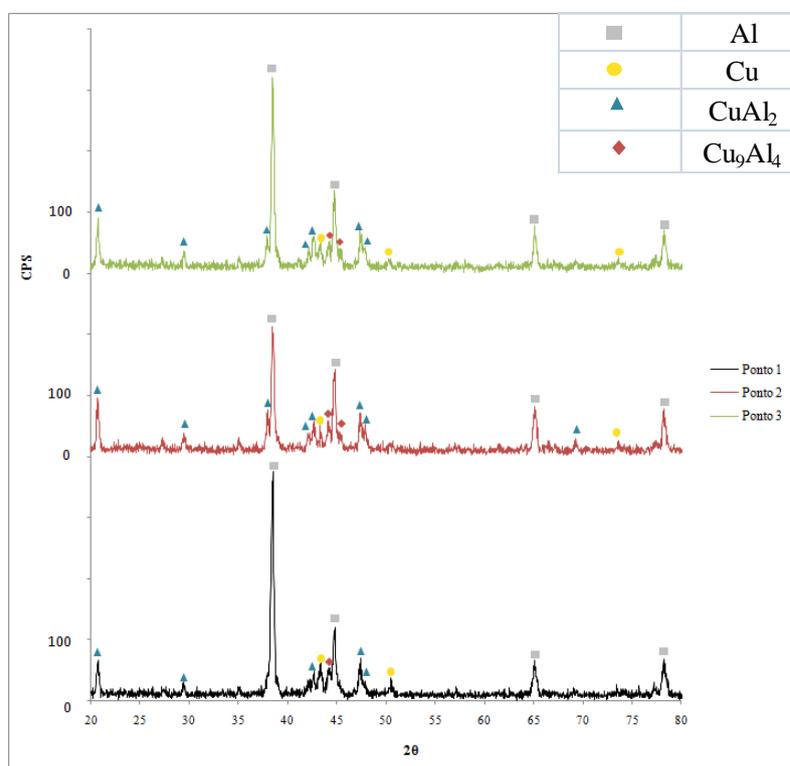


Figura 27 - Resultado da difracção de raios x realizados à soldadura *C7_900_20_Cu_F500*

Na soldadura *C7_900_20_Cu_F600* as zonas e os pontos onde foram realizadas análises de raio X mostram-se na Figura 28. De acordo com os resultados obtidos, que se mostram na Figura 29, os pontos 1,2 e 3 possuem Cu, CuAl_2 e Cu_9Al_4 , embora se evidencie a presença em maior quantidade de Cu e Cu_9Al_4 . De notar que estes pontos se situam numa zona mista não homogénea, enquanto as medições realizadas para a soldadura anterior foram efectuadas numa zona homogénea e rica em alumínio. Os pontos

4 e 5 estão situados numa zona de estrutura lamelar bem definida e de tom amarelado. Nestes pontos a presença de Cu e Cu_9Al_4 é tão notória, que foram os únicos compostos identificados na difracção. Tal facto poderá levar a afirmar que em estruturas lamelares de tom amarelado e ricas em cobre, o composto intermetálico Cu_9Al_4 está mais presente. Num raciocínio semelhante ao realizado anteriormente, pode-se concluir que o Cu_9Al_4 , nas condições da soldadura *C7_900_20_Cu_F600*, atinge um valor de microdureza de $335\text{HV}_{0,2}$.

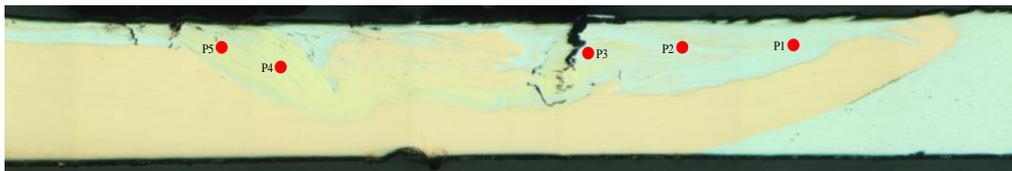


Figura 28 - Secção transversal da soldadura *C7_900_20_Cu_F600*

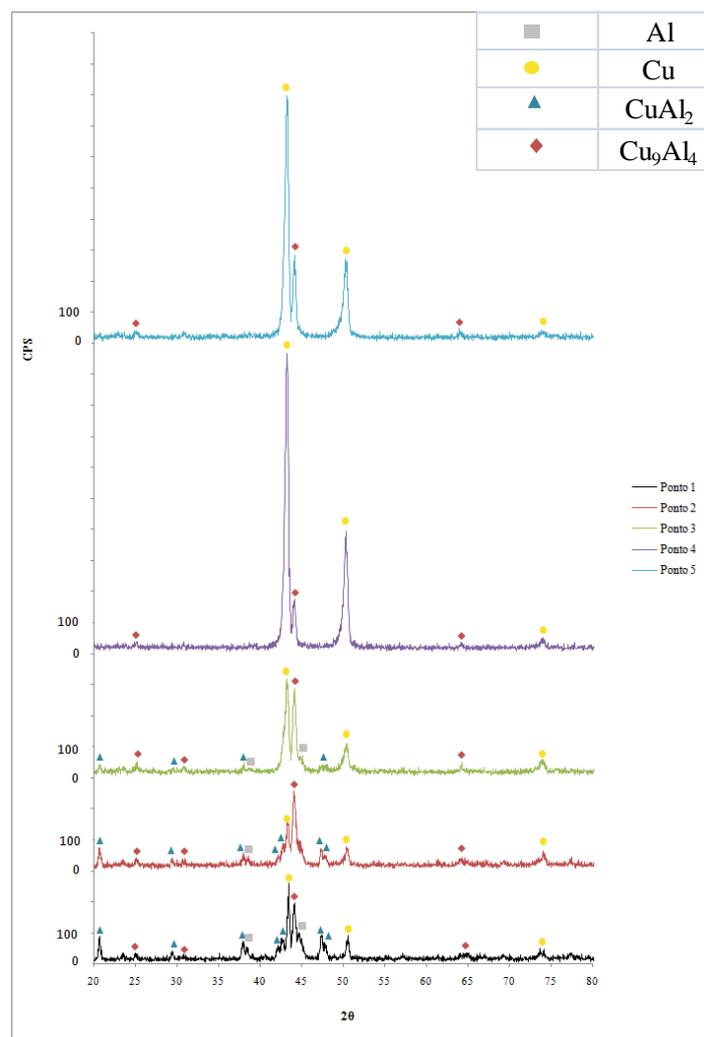


Figura 29 - Resultado da difracção de raios x realizados à soldadura *C7_900_20_Cu_F600*

Analisando agora os resultados da Figura 31, que se referem aos pontos 1 e 2 da secção transversal da soldadura *C7_700_20_Cu_F600*, que se encontram numa zona mista heterogénea, tal como se mostra na Figura 30, é possível constatar uma abundância de Al e CuAl_2 . Deste modo, também para esta soldadura se verifica que numa zona rica em alumínio existe tendência preferencial para a formação de CuAl_2 . No entanto, é de notar que o ponto 3 se situa numa zona rica em cobre e CuAl_2 . Contudo, é de notar que estas medições são efectuadas em áreas muito pequenas, sendo muito sensíveis a variações muito localizadas de composição. Com efeito, os pontos 4 e 5 já contêm picos similares de Al e Cu, e uma manutenção de CuAl_2 .

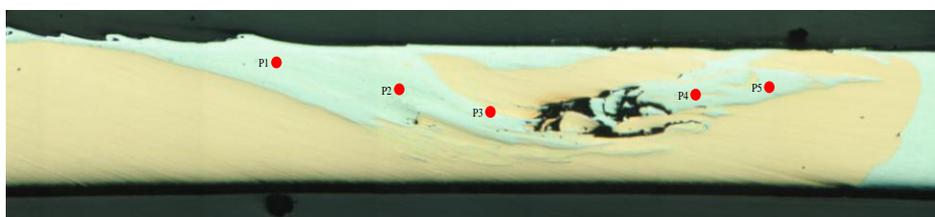


Figura 30 - Secção transversal da soldadura *C7_700_20_Cu_F600*

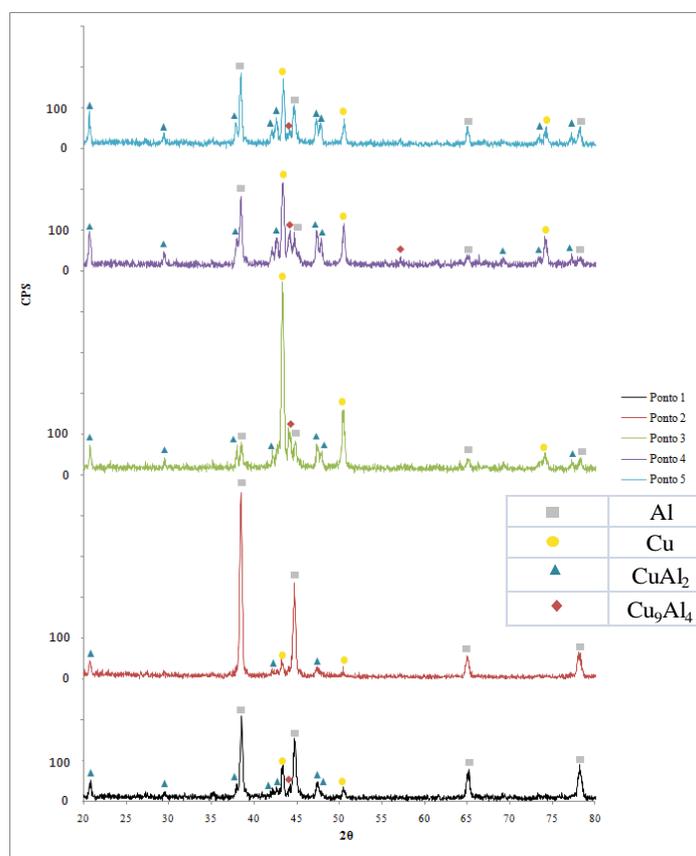


Figura 31 - Resultado da difracção de raios x realizados à soldadura *C7_700_20_Cu_F600*

Os pontos onde foram realizadas as medições, assim como os respectivos espectros de raios X, a soldadura *C7_1200_20_Cu_F600*, mostram-se na Figura 32 e na Figura 33. Analisando os resultados relativos a esta soldadura, é possível concluir que a generalidade dos seus pontos apresenta uma maior abundância de cobre e CuAl_2 . Estes resultados são similares aos registados no ponto 3 da soldadura *C7_1200_20_Cu_F600*, não tendo por isso nada a acrescentar.

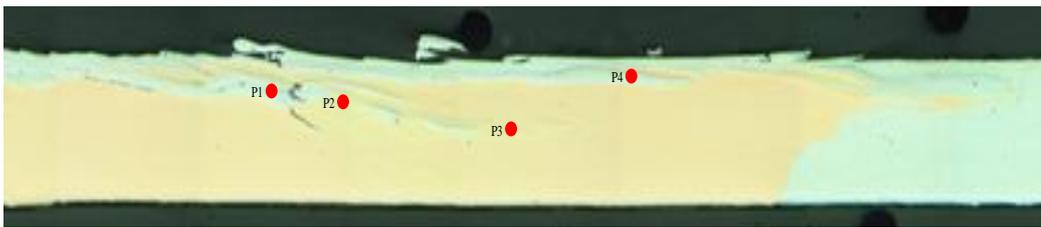


Figura 32 - Secção transversal da soldadura *C7_1200_20_Cu_F600*

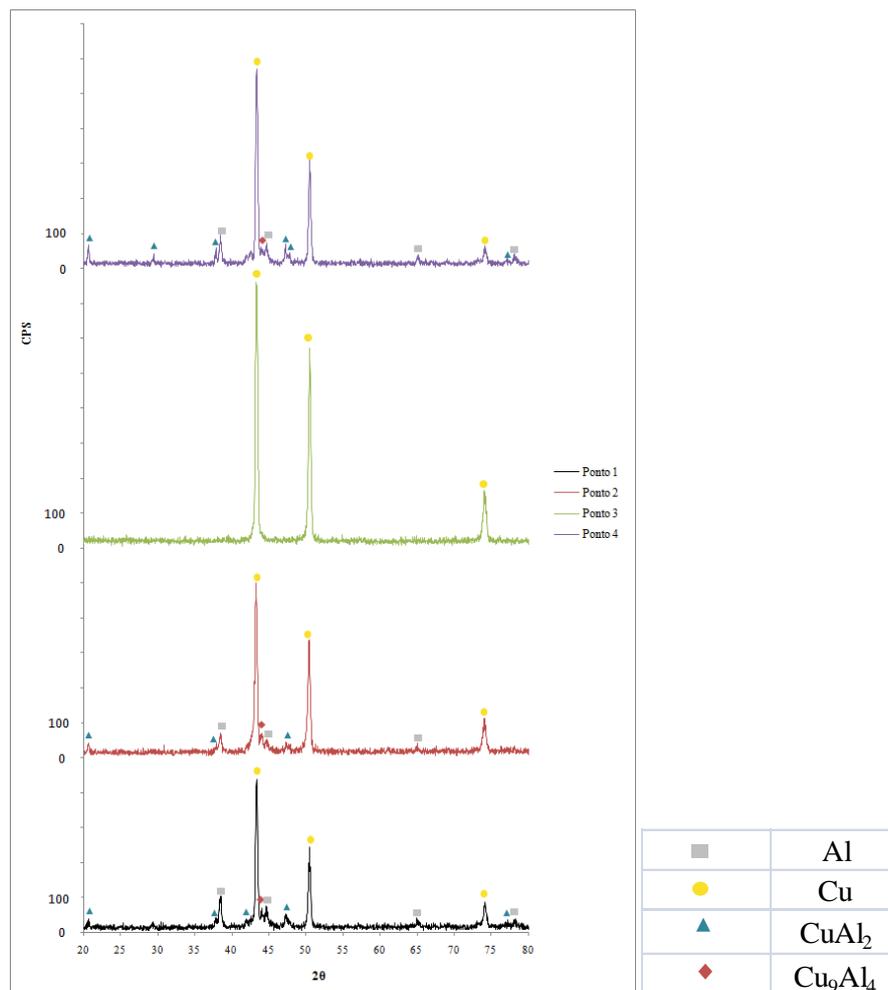


Figura 33 - Resultado da difração de raios x realizados à soldadura *C7_1200_20_Cu_F600*

No geral pode afirmar-se que, nestas soldaduras, nas zonas mistas ricas em alumínio, existe predominância do composto CuAl_2 . A predominância deste composto foi também registada nas zonas mistas com aspecto homogéneo. Nas zonas mistas com estrutura lamelar de tom amarelado, regista-se uma maior percentagem de Cu_9Al_4 . Estes resultados indicam que a formação de intermetálicos é condicionada não só pela composição química local, mas também pela homogeneidade do processo mecânico de mistura dos dois materiais.

5. CONCLUSÃO

No desenvolvimento do presente tema, dedicado ao estudo da formação de estruturas frágeis em soldaduras heterogêneas de alumínio e cobre, embora não tenha sido possível estabelecer critérios precisos quanto aos mecanismos de formação dos referidos compostos, foi possível chegar a importantes conclusões sobre a influência de alguns dos parâmetros de processo na qualidade final das ligações.

Na caracterização morfológica conclui-se que, globalmente, as ligações apresentavam um aspecto superficial inferior ao pretendido. Com efeito, o aspecto irregular das superfícies, a forte redução de espessura e o excesso de rebarba são condicionantes importantes no que diz respeito à sua qualidade superficial. Contudo, foi notório o melhor aspecto superficial das soldaduras realizadas com a ferramenta C7. A geometria da ferramenta é portanto um factor determinante para a evolução morfológica das soldaduras.

A análise microestrutural das soldaduras revelou ainda, em todas as soldaduras, a presença de zonas mistas resultantes da mistura dos dois materiais durante o processo de soldadura. As soldaduras realizadas com o cobre no lado de avanço da ferramenta apresentaram ainda inúmeros defeitos internos, evidenciando assim a sua fragilidade. As soldaduras realizadas com o alumínio no lado de avanço da ferramenta, contrariamente a estas, não apresentavam esses inúmeros defeitos internos mas, por outro lado, denotavam que não ocorreu uma verdadeira mistura dos materiais.

Da análise cuidada dos perfis de dureza foi possível concluir que, no geral, as soldaduras realizadas com maior relação velocidade de rotação/velocidade de avanço linear, apresentavam maiores valores de dureza. Foi também confirmada a enorme fragilidade da zona central das soldaduras no caso das soldaduras realizadas com o cobre pelo lado de avanço, sendo que os valores mais extremos de dureza foram registados nas soldaduras efectuadas com ferramenta de base estriada. Para as soldaduras realizadas com o alumínio no lado de avanço da ferramenta não foram registados valores de dureza tão altos, confirmando assim a ausência de compostos intermetálicos nestas soldaduras.

A análise de raios X permitiu confirmar a presença de compostos intermetálicos nas soldaduras realizadas com o cobre no lado de avanço da ferramenta. Os compostos intermetálicos detectados foram o CuAl_2 e o Cu_9Al_4 . Foi ainda observado que

nas estruturas lamelares de tom amarelado existe predominância de Cu_9Al_4 , enquanto nas estruturas mistas homogêneas há maior tendência à formação de CuAl_2 .

5.1. Perspectivas de Trabalho Futuro

Como foi numerosas vezes referido na pesquisa bibliográfica, o estudo das ligas alumínio-cobre encontra-se pouco desenvolvido. Assim, será uma mais valia a continuação da realização de trabalhos nesta área, nomeadamente:

Analisar a influência da espessura das chapas na formação e distribuição de compostos intermetálicos frágeis.

A utilização de outros tipos de ligas de alumínio para verificar se estas conduzem a maior soldabilidade.

A análise da influência de outros tipos de geometria da ferramenta na mistura dos materiais.

O estudo de uma maior gama de parâmetros, nomeadamente, a razão velocidade de rotação/velocidade de avanço da ferramenta.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Abdollah-Zadeh, A., Saeid, T., Sazgari, B. (2008), “Microstrutural and mechanical properties of friction stir welded aluminium/copper lap joints”, *Journal of Alloys and Compounds* 460, pág. 535-538
- E 92-82 (2003), “Standard test method for Vickers hardness of metallic materials”, 2nd Ed., ASTM International.
- Ferreira, B. (2010), “Soldadura por fricção linear de chapas finas de cobre Cu-DHP: Influência de parâmetros de soldadura”, Dissertação para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra
- Galvão, I. (2009), “Caracterização de soldaduras Al/Cu por fricção linear”, Dissertação para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra
- Galvão, I., Leal, R., Loureiro, A., Rodrigues, D. M. (2010), “Material flow in the heterogeneous FSW of aluminium and copper thin sheets”, Comunicação oral FSWP 2010-Lille-France.
- Galvão, I., Leal R., Loureiro, A., Rodrigues. D. M. (2010), “Material flow in heterogeneous friction stir welding of aluminium and copper thin sheets”, *Science and Technology of Welding and Joining*. No prelo
- ISO 5173 (E) (2000), “Destructive tests on welds in metallic materials – bend tests”, 2nd Ed., International Standard.
- Kim, Y., Fujii, H., Tsumura, T., Komazaki, T., Nakata, K. (2008), “ Three defect types in friction stir welding of aluminium die casting alloy”, *Materials Science and Engineering A* 415, pág. 250-254.
- Kumar, K., Kailas, K. (2008), “The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation”, *Material Science and Engineering A* 415, pág. 367-374.
- Lapão, P. (2008), “Soldadura por fricção linear de ligas de alumínio: Influências das propriedades do material”, Dissertação para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra
- Leal, R. M., Leitão, C., Loureiro, A., Rodrigues, D. M., Vilaça, P. (2010), “Microstructure and hardness of friction stir welds in pure copper”, *Materials Science Forum* Vols. 636-637 pág. 637-642.
- Leal, R., Leitão, C., Loureiro, A., Rodrigues, D., Vilaça, P. (2008) “Material flow in heterogeneous friction stir welding for thin aluminium sheets: Effect of shoulder geometry”, *Material Science and Engineering A* 498, pág. 384-391

- Lee, W., Jung, S. (2004) “The joint properties of copper by friction stir welding”, *Materials Letters* 58, pág. 1041-1046.
- Leitão, C. (2008), “Formabilidade de chapas de alumínio soldadas por fricção linear, estudo experimental e numérico”, Dissertação para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra
- Li, Y., Murr, L. E. & McClure, J. C. (1999), “Flow visualization and residual microstructures associated with the friction-stir welding of 2024 aluminium to 6061 aluminium”, *Materials Science and Engineering A*, (271), pág. 213-233.
- Liu, P., Shi, Q., Wang, X., Zhang, Z. (2008), “Microstructure and XRD analysis of FSW joints for copper T2/aluminium 5A06 dissimilar materials”, *Material Letters* 62 pág.4106-4108.
- Lopo, A. (2009), “Caracterização mecânica e microestrutural de soldaduras em estado sólido na liga AA 5182-H111”, Dissertação para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra
- Murr, L., Li, Y., Flores, R., Trillo, E., McClure, J. (1998), “Intercalation vortices and related microstructural features in the friction stir welding of dissimilar metals”, *Mat Res Innovat*, pág. 150-163.
- Okamura, H. e Kaota (2004), “Joining of dissimilar materials of friction stir wilding” Selected from *Journal of Light Metal Welding and Construction* 2004 42 (2), pags. 49-58, Reference JL/04/2/49, Translation 3344.
- Oyang, J., Yarrapareddy, E., kovacevic, R. (2006), “Microstrutural evolution in the friction stir welded 6061 aluminium alloy (T6-Temper condition) to copper”, *Journal of Materials Processing Technology* 172, pág.110–122
- Rodrigues, D. (2006), “Soldadura por Fricção Linear”, Texto de apoio às aulas teórico-práticas da disciplina de Tecnologia dos Processos de Ligação, departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Coimbra
- Saeid, T., Abdollah-Zadeh, A., Sazgari, B. (2009), “Weldability and mechanical properties of dissimilar aluminium/copper lap joints made by friction stir welding”, *Journal of Alloys and Compounds*, doi: 10.1016/j.jallcom.2009.10.127.
- Smith, W. (1998), “Princípios de ciência e engenharia de materiais”, 3ªEd., McGraw-Hill, Amadora.
- Xue, P., Xiao, B., Ni, D., Ma, Z. (2010), “ Enhanced mechanical properties of friction stir welded dissimilar Al-Cu joint by intermetallic compounds”, *Material Science and Engeneering A*, doi: 10.1016/j.msea.2010.05.061