

SOLDADURA POR FRICÇÃO LINEAR DE LIGAS DE COBRE: INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS DE PROCESSO

FILIPE MIGUEL CORREIA AMARAL

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

SETEMBRO DE 2010



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Soldadura por Fricção Linear de Ligas de Cobre: Influência de Parâmetros de Processo

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

Autor

Filipe Miguel Correia Amaral
(filipe.amaral@student.dem.uc.pt)

Orientador

Professor Doutor Altino Loureiro

Júri

Presidente Professora Doutora **Marta Oliveira**
Professora da Universidade de Coimbra
Professor Doutor **Altino Loureiro**
Professor da Universidade de Coimbra

Vogais Professora Doutora **Dulce Rodrigues**
Professora da Universidade de Coimbra

Coimbra, Setembro de 2010

Tente não se tornar um homem de sucesso, mas sim um homem de valor.

Albert Einstein.

Aos meus pais.

Agradecimentos

Findada a realização deste estudo, gostaria de expressar a minha profunda gratidão e apreço a todos aqueles que, de uma forma ou de outra, contribuíram com a sua colaboração e apoio para a realização do mesmo.

Ao Professor Doutor Altino Loureiro,

pretendo agradecer pela sua disponibilidade na orientação, pelo apoio científico e elucidação de dúvidas que foram surgindo ao longo do trabalho e pelo constante grau de exigência que fez aumentar o meu interesse pelo conhecimento.

Ao Engenheiro Carlos Leitão,

o meu profundo agradecimento pela pronta partilha de conhecimentos, pela incondicional prestação de apoio nos momentos mais complicados e por estar sempre presente para esclarecimento de dúvidas.

Ao Engenheiro Ivan Galvão,

o meu grande apreço pela constante disponibilidade em repartir comigo os seus conhecimentos e pela pronta prestação de auxílio nas alturas de maior dificuldade.

Ao Engenheiro Rui Leal,

o meu sincero obrigado por partilhar comigo os seus conhecimentos científicos e pela elucidação de dúvidas.

Ao Engenheiro Filipe Fernandes,

o meu reconhecimento pelo companheirismo e pelo apoio na realização de vários testes na parte experimental do trabalho.

Aos elementos do Grupo de Tecnologia,

um sincero obrigado pela forma como fui acolhido, sugestões e amizade.

Aos colegas de Mestrado,

quero agradecer os bons momentos passados, a entreatajuda e a inegável amizade.

Aos meus pais,

quero prestar um reconhecimento especial pelo estímulo e apoio incondicional com que sempre pude contar; pelas palavras sensatas que muito me ajudaram e por nunca deixarem de acreditar que era possível.

Aos meus familiares,

agradeço o constante incentivo recebido ao longo destes meses.

À Márcia,

agradeço a paciência, a compreensão, o apoio e o sorriso constante.

Aos meus amigos,

quero agradecer a força e a compreensão por estar um pouco mais ausente.

*A todos,
O meu muito obrigado*

Resumo

O processo de Soldadura por Fricção Linear (SFL) é uma tecnologia na área da ligação de materiais muito recente. Trata-se de facto de uma tecnologia inovadora, cujo progresso tem sido conduzido por diversos grupos de investigação a nível mundial, incentivados por razões de ordem energética e ambiental

Com este estudo pretendeu-se proceder à caracterização de soldaduras por Fricção Linear em chapa de Cobre DHP com 3 mm de espessura, utilizando a técnica *Stir-In-Plate*, soldadas com uma ferramenta de base cónica lisa e pino cilíndrico roscado, fazendo variar as velocidades de rotação e avanço nos intervalos 750-1250 rpm e 100-400 mm/min, respectivamente. Analisaram-se as propriedades morfológicas, microestruturais e mecânicas das soldaduras.

Observou-se que as soldaduras realizadas com menor calor adicionado apresentaram cavidades internas e/ou superficiais e que todas as soldaduras apresentaram falta de penetração. Observou-se igualmente que o tamanho de grão na zona do *Nugget* aumentou com a relação velocidade de rotação/velocidade de avanço.

Verificou-se que todos os ensaios de soldadura, sem excepção, apresentaram na zona de soldadura valores de dureza inferiores aos do material de base e que o amaciamento na zona de soldadura aumentou com a relação velocidade de rotação/velocidade de avanço.

A presença de defeitos internos não levou à rotura prematura dos provetes de tracção, verificando-se que todos eles romperam na *ZTMA* e que estes são tanto mais resistentes à tracção quanto maior for a dureza nessa zona.

O binário requerido na realização das soldaduras diminui com o aumento da velocidade de rotação e diminuição da velocidade de avanço da ferramenta.

Palavras-chave: Soldadura por Fricção Linear, Cobre, *Stir-In-Plate*, Parâmetros de Processo.

Abstract

The Friction Stir Welding (FSW) process is a very recent joining technology. This is indeed a breakthrough technology, whose progress has been conducted by several research groups worldwide, motivated by energy and environmental reasons.

The present study characterizes Friction Stir welds of 3 mm thick Copper plates, using Stir-In-Plate technique, welded with concave shoulder and cylindrical threaded pin tool by varying the tool rotation and welding speed within the ranges of 750-1250 rpm and 100-400 mm/min, respectively. The morphological, microstructural and mechanical properties of the different welds were studied.

It was observed that the welds with the less heat input had interior and/or superficial cavities and all welds showed lack of penetration. It was also observed that the grain size within the Nugget zone increased with increasing tool rotation/welding speed relation.

It was found that all welds, without exception, presented lower hardness in the welding zone than in the base material and that this softening increased with increasing tool rotation/welding speed relation.

The presence of internal defects in the welds did not lead to premature failure of the tensile test specimens. All specimens broke in the weld, presenting higher resistance with the increase of hardness in the weld zone.

The torque required to do the welds decreases with increasing rotational rate and decreasing transverse speed of the tool.

Keywords Friction Stir Welding, Copper, Stir-In-Plate, Process Parameters.

Índice

Índice de Figuras	ix
Índice de Quadros.....	xi
1. Introdução	1
2. Estado da Arte	3
2.1. Desenvolvimento da Tecnologia	3
2.2. Descrição do Processo	4
2.3. Vantagens e Limitações	5
2.4. Parâmetros do Processo	7
2.4.1. Geometria da Ferramenta	7
2.4.2. Velocidades de Rotação e de Avanço.....	8
2.4.3. Ângulo de Ataque da Ferramenta.....	9
2.4.4. Penetração do Pino / Força Axial	9
2.5. Zonas Microestruturais	10
2.6. Defeitos na Soldadura	11
2.7. Soldadura por Fricção Linear de Cobre	11
3. Material e Equipamentos.....	15
3.1. Material de Base	15
3.2. Equipamentos.....	16
3.2.1. Realização de Soldaduras	16
3.2.2. Análise Microestrutural	17
3.2.3. Avaliação de Dureza.....	17
3.2.4. Ensaios de Tracção / Dobragem	18
4. Procedimento Experimental.....	19
4.1. Condições de Soldadura.....	19
4.2. Extracção de Provetes	20
4.3. Análise Microestrutural	20
4.4. Redução de Espessura.....	22
4.5. Avaliação de Dureza	22
4.6. Ensaios de Tracção	23
4.7. Ensaios de Dobragem	25
5. Apresentação e Discussão de Resultados.....	26
5.1. Análise Morfológica	26
5.1.1. Caracterização Visual das Superfícies.....	26
5.1.2. Defeitos de Soldadura.....	27
5.1.3. Redução de Espessura	29
5.1.4. Ensaios de Dobragem	30

5.2.	Análise Metalográfica.....	31
5.2.1.	Zona Termicamente Afectada.....	31
5.2.2.	Zona Térmica e Mecanicamente Afectada.....	32
5.2.3.	<i>Nugget</i>	33
5.3.	Propriedades Mecânicas.....	35
5.3.1.	Avaliação da Dureza.....	35
5.3.2.	Ensaio de Tracção.....	40
5.4.	Análise dos Binários.....	46
6.	Conclusões.....	49
6.1.	Sugestões de Trabalhos Futuros.....	50
7.	Referências Bibliográficas.....	51
8.	Anexo A.....	54
9.	Anexo B.....	56
10.	Anexo C.....	59

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama esquemático do processo de Soldadura por Fricção Linear (Kumar et al., 2008b) (adaptado).....	4
Figura 2. Microestrutura do material de base Cobre DHP (200x).....	16
Figura 3. Microscópio óptico <i>ZEISS Axiotech 100HD</i> com máquina fotográfica <i>Canon PowerShot G5</i> acoplada.....	17
Figura 4. Microdurómetro <i>Shimadzu – MicroHardness Tester</i>	17
Figura 5. (a) Máquina universal de tracção <i>Instron® Model 4206</i> e equipamento de medição óptico <i>GOM ARAMIS 5M</i> ; (b) Extensómetro longitudinal.....	18
Figura 6. Esquema exemplificativo para extracção de provetes (M – análise microestrutural e ensaios de dureza; T – ensaios de tracção; D – ensaios de dobragem).....	20
Figura 7. Localização dos pontos para a recolha de dados relativos à medição da espessura.	22
Figura 8. Representação esquemática de uma indentação Vickers.	23
Figura 9. Geometria e dimensões do provete normalizado (dimensões em mm).....	24
Figura 10. Exemplo de provete de tracção pintado.	24
Figura 11. Aspecto superficial das soldaduras obtidas: (a) <i>CuW7.5V20</i> ; (b) <i>CuW10V10</i> ; (c) <i>CuW10V20</i> ; (d) <i>CuW10V40</i> ; (e) <i>CuW12.5V20</i> ; (f) <i>CuW12.5V40</i>	26
Figura 12. <i>Vazios</i> nas soldaduras: (a) <i>CuW7.5V20</i> (50x); (b) <i>CuW10V40</i> (50x); (c) <i>CuW12.5V40</i> (50x).	28
Figura 13. Falta de penetração na soldadura <i>CuW10V10</i> (50x) e <i>Onion Rings</i>	29
Figura 14. Comportamento à dobragem das soldaduras: (a) <i>CuW10V10</i> ; (b) <i>CuW12.5V40</i>	31
Figura 15. Microestrutura da <i>ZTMA</i> : (a) <i>CuW10V40</i> (200x); (b) <i>CuW10V10</i> (50x).	32
Figura 16. Microestrutura do <i>Nugget</i> : (a) <i>CuW12.5V40</i> (500x); <i>CuW12.5V20</i> (500x).	33
Figura 17. Crescimento do tamanho de grão no <i>Nugget</i> em função da razão velocidade de rotação/velocidade de avanço.	34
Figura 18. Comparação da evolução da dureza ao longo da secção transversal para soldaduras com velocidade de rotação 1000 rpm.	36
Figura 19. Comparação da evolução da dureza ao longo da secção transversal para soldaduras com velocidade de rotação 1250 rpm.	37
Figura 20. Comparação da evolução da dureza ao longo da secção transversal para soldaduras com velocidade de avanço de 200 mm/min.	38
Figura 21. Comparação da evolução da dureza ao longo da secção transversal para soldaduras com velocidade de avanço de 400 mm/min.	39
Figura 22. Evolução da dureza média no <i>Nugget</i> em função da razão velocidade de rotação/velocidade de avanço.	40

Figura 23. Curvas Tensão Real – Deformação Real da soldadura <i>CuW7.5V20</i>	41
Figura 24. Curvas Tensão Real – Deformação Real da soldadura <i>CuW10V10</i>	41
Figura 25. Curvas Tensão Real – Deformação Real da soldadura <i>CuW10V20</i>	42
Figura 26. Curvas Tensão Real – Deformação Real da soldadura <i>CuW12.5V20</i>	43
Figura 27. Curvas Tensão Real – Deformação Real da soldadura <i>CuW12.5V40</i>	44
Figura 28. Evolução da tensão limite de elasticidade em função da dureza mínima na <i>ZTMA</i>	45
Figura 29. Evolução do binário para a soldadura <i>CuW12.5V40</i> ao longo do tempo de soldadura.	47
Figura 30. Evolução do binário em função da velocidade de rotação.	48
Figura 31. Localização dos pontos para a recolha de dados relativos aos ensaios de tracção.	55
Figura 32. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes de Cobre DHP, <i>CuMB</i>	56
Figura 33. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes da soldadura <i>CuW7.5V20</i>	56
Figura 34. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes da soldadura <i>CuW10V10</i>	57
Figura 35. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes da soldadura <i>CuW10V20</i>	57
Figura 36. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes da soldadura <i>CuW12.5V20</i>	58
Figura 37. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes da soldadura <i>CuW12.5V40</i>	58
Figura 38. Evolução do binário para a soldadura <i>CuW7.5V20</i> ao longo do tempo de soldadura.	59
Figura 39. Evolução do binário para a soldadura <i>CuW10V10</i> ao longo do tempo de soldadura.	59
Figura 40. Evolução do binário para a soldadura <i>CuW10V20</i> ao longo do tempo de soldadura.	60
Figura 41. Evolução do binário para a soldadura <i>CuW10V40</i> ao longo do tempo de soldadura.	60
Figura 42. Evolução do binário para a soldadura <i>CuW12.5V20</i> ao longo do tempo de soldadura.	61

ÍNDICE DE QUADROS

Quadro 1. Composição química nominal do Cobre DHP (Davis, 2001).	16
Quadro 2. Propriedades mecânicas obtidas para o Cobre DHP.	16
Quadro 3. Parâmetros e condições de soldadura utilizados na realização das soldaduras estudadas.....	19
Quadro 4. Resumo com aspectos morfológicos mais relevantes.....	30
Quadro 5. Resumo do tamanho de grão no <i>Nugget</i> para as diferentes soldaduras.....	34
Quadro 6. Valores de dureza média no <i>Nugget</i>	39
Quadro 7. Durezas mínimas na <i>ZTMA</i> e correspondente tensão limite de elasticidade para cada soldadura.	44
Quadro 8. Análise da eficiência das soldaduras realizadas com valores de tensão convencional.....	46
Quadro 9. Binário médio obtido para cada soldadura.	47
Quadro 10. Dados recolhidos dos provetes (l – largura, e – espessura, a – área).....	54



1. INTRODUÇÃO

O processo de Soldadura por Fricção Linear (SFL) é uma tecnologia na área da ligação de materiais muito recente. Trata-se de facto de uma tecnologia inovadora, cujo progresso tem sido conduzido por diversos grupos de investigação a nível mundial, incentivados por razões de ordem energética e ambiental.

A aplicação industrial desta tecnologia tem conhecido um grande crescimento nos últimos anos, sendo expectável que continue a crescer devido ao seu enorme potencial. Inicialmente direccionada para ligas de Alumínio, a aplicação desta tecnologia tem vindo a tornar-se cada vez mais ampla, sendo actualmente possível soldar com êxito uma grande quantidade de outros materiais.

De entre os materiais que têm sido alvo de investigação destacam-se as ligas de Cobre. Com efeito, a soldadura por fusão de ligas de Cobre apresenta grandes dificuldades, devido à elevada condutividade térmica deste material, sendo que esta dificuldade aumenta com a espessura do material a soldar. É neste contexto que a SFL se assume como uma alternativa viável à soldadura por fusão, pois a temperatura atingida no processo é inferior ao ponto de fusão dos materiais a unir. Apesar da ligação deste material ter vindo a ser alvo de estudo ainda não é totalmente compreendida, o que leva a que exista uma infinidade de pontos a requerer extensa investigação.

Neste contexto surgiu o presente estudo, realizado entre Fevereiro e Setembro de 2010 no âmbito da Dissertação de Mestrado, destinado à caracterização de soldaduras de Cobre por Fricção Linear. Pretendeu-se analisar as propriedades morfológicas, microestruturais e mecânicas de diferentes soldaduras em função dos parâmetros seleccionados para a sua execução, merecendo especial atenção a velocidade de rotação e a velocidade de avanço.

As soldaduras foram realizadas em chapa de Cobre DHP com 3 mm de espessura, utilizando a técnica *Stir-In-Plate*, de modo a eliminar os factores associados ao posicionamento e fixação das chapas.

De forma a concretizar os objectivos propostos, procedeu-se a uma revisão da literatura para consolidar e adquirir novos conceitos e noções básicas sobre a temática

científica em estudo, a qual é resumida no capítulo 2. No capítulo 3 faz-se uma apresentação sumária do material e equipamentos utilizados e no capítulo 4 é dado a conhecer o procedimento experimental seguido neste trabalho. A análise de resultados e sua discussão são o teor do conteúdo do capítulo 5, onde também se chega a algumas conclusões inerentes à realização do trabalho. No capítulo 6 estão enunciadas as conclusões extraídas da presente investigação, assim como sugestões para trabalhos futuros.

Os parâmetros de soldadura, velocidade de rotação (rpm) e velocidade de avanço (mm/min), não são apresentados em unidades do sistema internacional por, neste caso, não serem de utilização corrente na literatura científica.

2. ESTADO DA ARTE

2.1. Desenvolvimento da Tecnologia

No início da década de 90 o *The Welding Institute* (TWI) desenvolveu uma revolucionária técnica de soldadura denominada Soldadura por Fricção Linear (SFL), que desde então tem atraído um grande interesse e tem vindo a ser alvo de estudos que visam otimizar e alargar a sua área de aplicação. Consistente com os métodos de soldadura por fricção, praticados desde o início dos anos 50, a SFL é feita no estado sólido, ou seja, o material a soldar não atinge o ponto de fusão (TWI, sd5). Inicialmente direccionada para ligas de Alumínio, permite actualmente a ligação da maioria dessas ligas com sucesso, incluindo as consideradas difíceis de soldar por fusão, como ligas de alta resistência e ligas destinadas a aplicações de fundição. Com efeito, o notável crescimento desta tecnologia foi motivado pela possibilidade de ligação com sucesso de materiais até então considerados não soldáveis ou de difícil soldabilidade. 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. De facto, 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 também a ligação de materiais com espessuras relativamente grandes, 50 mm ou mais, numa só passagem (Sato e Kokawa, 2003; Thomas et al., 2003; TWI, sd2; TWI, sd3; TWI, sd4).

A aplicação industrial da SFL tem registado um considerável crescimento nos últimos anos e hoje em dia é empregue com sucesso em diversos sectores industriais, tais como a construção naval, ferroviária, aeronáutica, automóvel, bélica, entre outros, devido à possibilidade de redução de peso dos componentes e aos menores custos de produção associados (TWI, sd1).

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

2.2. Descrição do Processo

O conceito do processo da SFL é relativamente simples. 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 e 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. Após o 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 et al., 2008b).

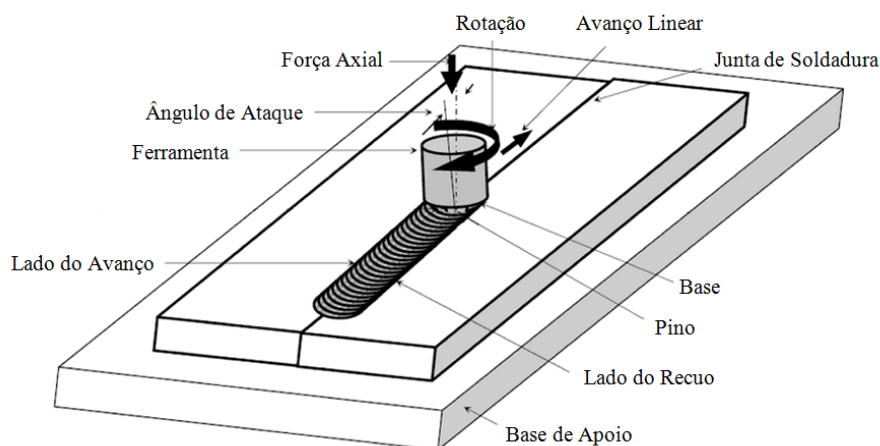


Figura 1. Diagrama esquemático do processo de Soldadura por Fricção Linear (Kumar et al., 2008b) (adaptado).

A base da ferramenta é a principal responsável pela geração de calor durante o processo e pelo arrastamento do material ao longo da junta, o principal constrangimento à expulsão/ejecção de material e a 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-se afirmar que o aquecimento e a movimentação do material das peças a unir são as duas principais funções da ferramenta utilizada no processo de SFL (Buffa et al., 2006). O calor gerado pelo atrito e pela deformação plástica conduz ao amaciamento do material facilitando o fluxo plástico em torno da ferramenta. A acção conjunta do amaciamento do material em torno do pino e dos movimentos de translação e rotação da ferramenta leva ao escoamento do material ao longo da linha de junta, traduzindo-se na ligação no estado sólido dos materiais (Rodrigues et al., sd). O fluxo plástico é então orientado pela base e pino da ferramenta, que forjam e extrudem o material em seu redor. Com efeito, Colligan, citado em Guerra et al. (2003), afirma que o processo de SFL resulta da acção conjunta de fenómenos de agitação, extrusão e forjagem do material.

O estudo do processo de SFL exige que sejam distinguidos os dois lados característicos da ligação soldada, o avanço e o recuo, visto o processo não ser simétrico. Considera-se como avanço o lado da ligação soldada onde as direcções de rotação e translação da ferramenta são coincidentes e o recuo corresponde, por sua vez, ao oposto (Guerra et al., 2003).

2.3. Vantagens e Limitações

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

Sob o ponto de vista metalúrgico, o facto da referida tecnologia ser 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. Permite também a ligação de materiais com diferentes pontos de fusão (Sato e Kokawa, 2003; Mishra e Ma, 2005; Boz e Kurt, 2004). A possibilidade de obtenção de uma microestrutura fina, a retenção dos elementos de liga no cordão e as excelentes propriedades metalúrgicas, provadas por testes à fadiga, à tracção e dobragem, resultam, igualmente, da SFL se tratar de um processo de ligação no estado sólido (Mishra e Ma, 2005; TWI, sd4). 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 (Mishra e Ma, 2005; TWI, sd4). O calor desenvolvido pela acção conjunta do atrito e da deformação plástica durante a SFL é relativamente baixo quando comparado com os processos por fusão, originando portanto menores deformação e contracção das peças soldadas (Mishra e Ma, 2005; TWI, sd4).

A não emissão de fumos e radiação nociva durante o processo e a não exposição a choques eléctricos de alta intensidade vão de encontro às mais recentes normas de saúde e segurança. A não utilização de materiais de adição nem de gases de protecção são outro factor determinante (Mishra e Ma, 2005; TWI, sd4).

A melhoria no uso dos materiais e consequente redução de peso dos componentes fabricados, aliada a uma muito menor energia requerida para o processo, quando comparada com outras tecnologias de soldadura, atesta a eficiência energética desta nova tecnologia de ligação. A redução do peso dos componentes fabricados por esta tecnologia contribui, de forma indirecta, para um menor consumo de combustível dos meios de transporte rodoviários, aéreos, ferroviários e marítimos (Mishra e Ma, 2005).

Tratando-se de uma tecnologia ainda em desenvolvimento existem certos aspectos que ainda carecem de investigação.

Leal e Loureiro (2004) referem que para a correcta execução do processo é necessária uma fixação rígida das peças a soldar numa base de apoio, de modo a contrariar as elevadas forças de forjamento induzidas pela ferramenta. As elevadas forças são aplicadas para o forjamento do material e deslocamento da base da ferramenta ao longo do material amaciado pelo calor, o que, por outro lado, leva a um intenso desgaste da mesma. A soldadura em perfis tridimensionais mais complexos é também difícil.

A exigência de alteração da dimensão do pino da ferramenta consoante a espessura que se pretenda soldar e a presença de um furo no final do cordão de soldadura, cujo diâmetro coincide com o diâmetro do pino da ferramenta, são outros aspectos menos positivos do processo, sendo este último particularmente relevante aquando da necessidade de soldadura de elementos cilíndricos (Booth et al., 2006; TWI, sd5; NASA, 2008; NASA, 2009).

De modo a ultrapassar algumas limitações já referidas, foram desenvolvidas muito recentemente novas ferramentas com pinos retrácteis ou auto-retrácteis e ferramentas *Bobbin Tool*. A primeira, de pino retráctil, pode variar o comprimento do pino em relação à base para se acomodar consoante a variação de espessura e eliminar a

presença de um furo no cordão final da soldadura; a segunda, ao contrário de uma ferramenta convencional, possui duas bases. Uma localizada na face superior das peças a soldar, e a outra na inferior, eliminando a necessidade de uma base de apoio rígida e reduzindo a força axial requerida (NASA, 2008; NASA, 2009; Nova-Tech Engineering, sd).

2.4. Parâmetros do Processo

De acordo com Mishra e Ma (2005) a geometria da ferramenta e os parâmetros de soldadura são os factores mais determinantes para o processo de SFL.

2.4.1. Geometria da Ferramenta

As configurações da base e pino e a sua relação de dimensões são os elementos chave da geometria da ferramenta (Khaled, 2005; Mishra e Ma, 2005). De acordo com Mishra e Ma (2005) a geometria da base assume um papel extremamente importante no aquecimento e confinamento do volume de material aquecido. Esta pode ser plana, côncava ou convexa, lisa ou estriada. As bases cônicas, cuja concavidade é relativa a um pequeno ângulo entre periferia da base 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 estrias concêntricas, ou em espiral, direccionadas desde a extremidade até ao centro. As referidas estrias encaminham o material desde a periferia da base até ao pino, eliminando assim a necessidade de um ângulo de ataque da ferramenta. Rebarba e reduções de espessura mais ténues ou inexistentes são outras características 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 et al., 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 et al., 2004).

O pino pode ser cilíndrico ou cónico, liso ou roscado, de extremidade plana ou convexa. Pode ainda possuir, ou não, facetamento. Os pinos cónicos 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. 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, produzindo fluxo metálico turbulento, preferível em juntas sobrepostas (Fuller, 2007; Khaled, 2005). Colligan et al. 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 e 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.

2.4.2. Velocidades de Rotação e de Avanço

No que respeita aos parâmetros de soldadura, existem dois que se destacam devido à sua importância, as velocidades de rotação e avanço da ferramenta (Mishra e Ma, 2005). A acção conjunta das duas velocidades é determinante para a definição do fluxo localizado de calor durante o processo (Fratini et al., 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 de avanço ao longo do eixo de soldadura está directamente relacionada com o escoamento do material da frente para trás do pino. Velocidades de avanço 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 e Ma, 2005; Vilaça, 2003).

Também a razão entre as velocidades de rotação e linear da ferramenta influencia a energia adicionada e conseqüentemente o fluxo de material em redor do pino. Em relação a esse ponto, refira-se as soldaduras podem ser classificadas como quentes ou frias. As quentes estão associadas a elevadas velocidades de rotação e baixas velocidades de avanço, o que resulta numa elevada adição de calor, por sua vez, as frias reflectem precisamente o oposto (Khaled, 2005).

2.4.3. Ângulo de Ataque da Ferramenta

O ângulo de ataque da ferramenta corresponde ao ângulo entre o eixo da ferramenta e a normal à superfície das chapas a soldar (Kumar e Kailas, 2008a). Mishra e 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. Este ângulo não é usualmente necessário no caso de ferramentas de base estriada.

2.4.4. Penetração do Pino / Força Axial

As soldaduras podem ser realizadas em controlo de posição ou controlo de força. No primeiro caso é estabelecida uma posição da ferramenta em relação à base, e que regula a penetração do material, a qual se mantém ao longo da soldadura. No segundo caso é fixada uma força axial, podendo a posição da ferramenta em relação à base variar ao longo do percurso.

A penetração do pino é também influenciadora do processo de SFL. Penetrações 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 e Kailas, 2008a). Se, pelo contrário, a penetração for demasiado profunda, a base da ferramenta penetrará em demasia no material das peças a unir motivando o aparecimento de rebarba excessiva, originando soldaduras significativamente côncavas, resultando na redução de espessura das peças soldadas (Mishra e Ma, 2005).

Um dos parâmetros mais relevantes no referido processo de soldadura é a força axial. Esta grandeza assume particular importância na qualidade da soldadura obtida. Valores de força muito elevados levam ao sobreaquecimento da junta, resultando numa elevada redução de espessura. Pelo contrário forças exageradamente baixas não permitem uma geração de calor adequada, originando soldaduras defeituosas (Nandan et al., 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 e momento e potência consumidas.

2.5. Zonas Microestruturais

As soldaduras produzidas por Fricção Linear apresentam geralmente três zonas distintas com características microestruturais e mecânicas diferenciadas. A zona não afectada do material de base (*MB*) é a zona próxima da soldadura cujas propriedades e microestrutura não sofreram qualquer alteração mecânica ou microestrutural (Khaled, 2005). A zona que se encontra adjacente ao material de base é designada por *Zona Termicamente Afectada (ZTA)* onde o material, embora não sofra deformação plástica, é influenciado pelo calor proveniente da soldadura, sendo levado a sofrer alterações no que às suas propriedades microestruturais e/ou mecânicas diz respeito (Khaled, 2005). A *Zona Térmica e Mecanicamente Afectada (ZTMA)* sucede à *ZTA*. O material nesta região foi exposto à acção conjunta do aquecimento e deformação plástica. Esta zona inclui frequentemente duas zonas distintas, uma onde não ocorre recristalização e outra onde ocorre recristalização, designada por *Nugget*. Na primeira, os grãos do material são sujeitos a grande deformação e elevada temperatura, no entanto, não são suficientemente elevadas para que ocorra recristalização (Mishra e Ma, 2005). A última

zona, denominada *Nugget*, caracteriza-se por uma intensa deformação plástica e aquecimento proveniente do atrito, resultando assim numa estrutura de grão fino e equiaxial recristalizado (Mishra e Ma, 2005). As propriedades mecânicas da *ZTMA* e do *Nugget* não podem ser generalizadas, uma vez que são largamente dependentes do material soldado e dos parâmetros de soldadura. O maior ou menor crescimento do grão, que por sua vez depende directamente do valor de temperatura atingido, é um dos grandes responsáveis pelas propriedades mecânicas do *Nugget*. Todavia, outras causas podem ser apontadas para uma eventual alteração de propriedades mecânicas do *Nugget* relativamente ao material de base, como as mudanças estruturais.

2.6. Defeitos na Soldadura

As soldaduras obtidas por Fricção Linear podem apresentar defeitos se os parâmetros do processo não forem bem seleccionados. *Vazios*, *Penetração Incompleta* e *Kissing Bond* são alguns dos de maior incidência. Os *Vazios* internos situam-se normalmente do lado do avanço da ligação soldada e podem ou não chegar até à superfície da soldadura. Podem estar associados a insuficiente força axial, velocidades de avanço da ferramenta demasiado elevadas ou velocidades de rotação da ferramenta demasiado baixas ou incorrecta fixação das peças a soldar (Fuller, 2007). A ocorrência de *Penetração Incompleta* 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). A formação de *Kissing Bond* pode dever-se à insuficiente deformação na interface das superfícies em contacto, motivada por uma velocidade de avanço muito elevada, diâmetro da base exageradamente grande, posicionamento incorrecto das chapas a soldar ou posicionamento incorrecto da ferramenta na junta de soldadura (Fuller, 2007).

2.7. Soldadura por Fricção Linear de Cobre

O processo de SFL de ligas de Cobre é actualmente uma das ligações que tem suscitado maior interesse por parte dos investigadores. A elevada condutividade térmica

deste material torna a soldadura por fusão extremamente difícil, pelo que a SFL se apresenta como uma excelente alternativa por se tratar de um processo de soldadura no estado sólido.

Lee e Jung (2004) debruçaram-se sobre a microestrutura e propriedades mecânicas obtidas ao soldar Cobre puro comercial com 4 mm de espessura a uma velocidade de avanço de 61 mm/min e velocidade de rotação de 1250 rpm. Ao realizarem a análise metalográfica constataram que a soldadura não exibia defeitos e apresentava continuidade macroestrutural. A partir da análise microestrutural verificaram que o tamanho de grão perto da soldadura era diferente em relação ao do material de base, sendo que na *ZTA* o grão evidenciava um ligeiro crescimento e que na zona do *Nugget* caracterizava-se por ser um grão fino e equiaxial. Na análise da microdureza constataram um amaciamento do material da soldadura. Com efeito, na zona próxima da soldadura obtiveram os valores mais baixos de dureza, registando um ligeiro aumento na zona do *Nugget*, ainda assim inferior ao do material de base apesar do tamanho inferior de grão observado nesta zona. Este resultado demonstrou que a variação de dureza na soldadura é influenciada por outros factores além do tamanho de grão. Este fenómeno levou os investigadores a considerar existência de uma baixa densidade de deslocações na região do *Nugget*, em comparação com o material de base, que, a qual foi confirmada depois de realizada uma análise TEM. Os autores efectuaram ainda uma análise da microdureza desde o topo da soldadura até à base, constatando um amaciamento do material do topo para a base, certamente provocado pelas condições térmicas e mecânicas induzidas pelo processo de soldadura. Os autores realizaram também ensaios de tracção em provetes transversais ao cordão de soldadura, que romperam na *ZTA*, próximo de onde se tinham verificado os valores mais baixos de dureza. Ainda assim os autores obtiveram uma tensão máxima de 87% quando comparada com a tensão máxima do material de base.

Sakthivel e Mukhopadhyay (2007) abordaram a microestrutura e propriedades mecânicas alcançadas ao soldar chapas de Cobre de 2 mm de espessura com velocidades de rotação e avanço de 1000 rpm e 30 mm/min respectivamente, obtendo uma soldadura isenta de defeitos. Após a análise macrográfica da soldadura constataram a presença das três zonas características de soldadura: *ZTA*, *ZTMA* e *Nugget*. Observaram que a microestrutura do *Nugget* apresentava um grão fino e equiaxial, quando comparada com a do material de base, devido a recristalização dinâmica. Na *ZTA* observaram a presença de

algum grão grosseiro e no *Nugget* observaram a formação de *Onion Rings*. Os autores afirmam que a análise de microdureza efectuada tem uma correlação elevada com a variação da microestrutura observada na soldadura. A dureza registada no *Nugget* foi a mais elevada devido à presença de grão fino. Os valores de dureza para a *ZTMA* foram superiores aos da *ZTA* e do material de base e os valores de dureza registados na *ZTA* foram os mais baixos. Os ensaios de tracção realizados a partir de provetes transversais ao cordão de soldadura revelaram uma eficiência de soldadura de 85% quando comparada com o material de base e a fractura ocorreu na *ZTA*, do lado do avanço, devido à presença de algum grão grosseiro. Similarmente, o local da fractura mostrou uma relativa correspondência com a variação dos valores da dureza.

Xie et al. (2007) desenvolveram um estudo para soldar chapas de Cobre puro comercial de 5 mm de espessura, com velocidades de rotação entre 400 e 800 rpm e velocidade de avanço de 50 mm/min, com o intuito de obter grão fino recristalizado, através da redução da energia adicionada ao processo e estabelecer uma relação entre a microestrutura e as propriedades do *Nugget*. Os autores utilizaram uma ferramenta com uma base de 20 mm de diâmetro e pino de 6 mm de diâmetro e 4.7 mm de comprimento e conseguiram alcançar soldaduras isentas de defeitos sob condições de baixa adição de calor, com uma microestrutura de grão fino, referindo que o tamanho de grão no *Nugget* decresceu com a redução da velocidade de rotação da ferramenta. Observaram ainda que se formaram *Onion Rings* para a velocidade de rotação estudada mais baixa, sendo que para as restantes, mais elevadas, os *Onion Rings* desapareceram. Os autores referem ainda que com redução do tamanho de grão no *Nugget* a microdureza e a tensão de cedência na zona do *Nugget* aumentaram e a ductilidade diminuiu, sendo que esta variação segue a relação de Hall-Petch.

Shen et al. (2010) estudaram o efeito da velocidade de avanço na microestrutura e propriedades mecânicas de soldaduras realizadas em chapas de Cobre de 3 mm com uma velocidade de rotação de 600 rpm e velocidades de avanço entre 25 e 150 mm/min. Verificaram que à medida que a velocidade de avanço aumentou o tamanho de grão no *Nugget* primeiramente aumentou e depois diminuiu, que a *ZTMA* ficou mais estreita e que a fronteira entre estas duas zonas se tornou distinta, mas que a *ZTA* manteve-se praticamente inalterada, o que se reflectiu no tamanho de grão que também não registou alterações de relevo. Os ensaios de tracção mostraram que o aumento da velocidade de

soldadura se traduz primeiramente num aumento e depois na diminuição da tensão máxima e do alongamento, sendo que o efeito foi mínimo enquanto a velocidade de avanço se manteve no intervalo 25-150 mm/min. Referem ainda que os valores de dureza medidos são compatíveis com os resultados de tracção obtidos.

Sun e Fujii (2010) investigaram a dependência que a microestrutura e as propriedades mecânicas que chapas de Cobre puro de comercial 2 mm têm dos parâmetros de soldadura. Neste estudo fizeram variar a velocidade avanço, a velocidade de rotação e a carga axial aplicada. Os autores verificaram que soldaduras isentas de defeitos podem ser obtidas sob condição de velocidade de avanço entre 200 e 800 mm/min, velocidade de rotação entre 400 e 1150 rpm e uma carga axial entre 1000 e 1500 kg. Mantendo a velocidade linear constante a 650 mm/min e diminuindo a velocidade de rotação obteve-se um considerável refinamento do grão. No entanto, o aumento da carga axial para 1500 kg induziu um refinamento ainda maior, o que levou os autores a afirmar que o aumento da carga aplicada revela muito mais influência no refinamento do grão que a redução da velocidade de rotação. Os autores também concluíram que soldaduras realizadas com cargas inferiores a 1000 e 1200 kg revelaram na zona da soldadura uma dureza inferior à do material de base o que levou a que durante os ensaios de tracção os provetes fracturassem na zona de soldadura. No entanto, o aumento da carga axial resulta num aumento da dureza na zona de soldadura, o que leva os provetes a fracturarem no material de base.

Em conclusão pode referir-se que os autores citados observaram um refinamento do grão na zona do *Nugget* e que estão de acordo com a influência que a velocidade de rotação e velocidade de avanço induzem nesse refinamento. A análise das microdurezas apresentadas pelos diferentes autores, permite verificar que as soldaduras apresentam comportamentos diferentes e que alguns autores não estão em concordância em relação aos mecanismos que conduzem ao aumento ou perda de resistência nesta zona. Dois autores revelam também a importância da carga axial aplicada, chegando a afirmar que esta é superior à importância da velocidade de rotação no refinamento do grão.

3. MATERIAL E EQUIPAMENTOS

As características do material e equipamentos utilizados no trabalho experimental são descritas nos parágrafos seguintes.

3.1. Material de Base

Foi utilizado neste estudo Cobre desoxidado com elevado teor em fósforo (DHP) com 3 mm de espessura, também designado por C12200 – R240 (ASTM), em que R240 indica que o Cobre foi sujeito a um tratamento de endurecimento e que a sua tensão máxima é no mínimo de 240 MPa. A composição química nominal do Cobre DHP está representada no Quadro 1.

O Cobre electrolítico tem uma composição nominal de oxigénio de 0,04%. A limitada solubilidade do oxigénio no Cobre leva à formação de Cu_2O interdendrítico aquando do seu vazamento. Na maioria das aplicações, a presença de oxigénio no Cobre electrolítico é uma impureza sem importância, no entanto, se o Cobre for submetido a temperaturas superiores a 400 °C numa atmosfera abundante em hidrogénio, o hidrogénio pode difundir-se no Cobre sólido e reagir com o Cu_2O disperso internamente, conduzindo à formação de vapor de água. As moléculas de água formadas durante a reacção não se difundem rapidamente e formam cavidades internas, particularmente no limite de grão, o que fragiliza o Cobre. De modo a evitar 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 a utilização de Cobre desoxidado e com elevado teor em fósforo neste estudo.

O comportamento mecânico deste material e a dureza foram alvo de estudo no âmbito deste trabalho. No Quadro 2 apresentam-se as propriedades mecânicas obtidas para este material.

O material de base apresenta a microestrutura evidenciada na Figura 2. Apresenta uma estrutura de grão relativamente grosseiro de geometria irregular, com um tamanho médio de 11.4 μm . A precisão (%RA) obtida na contagem foi de 4.75%.

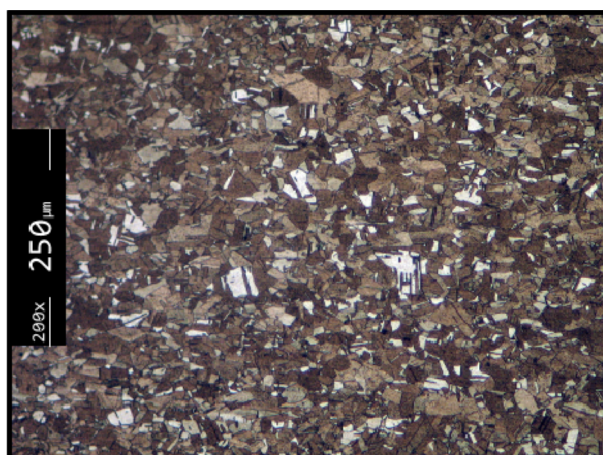


Figura 2. Microestrutura do material de base Cobre DHP (200x).

No interior dos grãos podem observar-se alguns precipitados escuros provocados pelo processo de fabrico da chapa, apesar de na figura anterior estes não serem perceptíveis.

Quadro 1. Composição química nominal do Cobre DHP (Davis, 2001).

Composição Química (%)	
<i>Cu</i>	≥ 99.90
<i>P</i>	0.015 – 0.040

Quadro 2. Propriedades mecânicas obtidas para o Cobre DHP.

Dureza <i>(HV_{0,2})</i>	Tensão Limite de Elasticidade <i>σ_{Elast} (MPa)</i>	Tensão Máxima Real <i>σ_{Máx} (MPa)</i>	Deformação Real
90	235	320	0.24

3.2. Equipamentos

3.2.1. Realização de Soldaduras

As soldaduras foram realizadas no equipamento de SFL em pórtico, da marca *CEI*, com capacidade para realizar soldaduras até 10 mm de espessura em ligas de alumínio. O equipamento é propriedade do Instituto de Soldadura e Qualidade (ISQ).

3.2.2. Análise Microestrutural

De forma a caracterizar a microestrutura do material em análise neste estudo foram polidas e contrastadas amostras o que permitiu identificar os tamanhos e a orientação dos grãos por microscopia óptica. Esta análise foi realizada num microscópio óptico *ZEISS Axiotech 100HD* com ampliações de 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x (Figura 3). Todas as micrografias foram documentadas com recurso a uma máquina fotográfica *Canon PowerShot G5* acoplada ao microscópio.



Figura 3. Microscópio óptico *ZEISS Axiotech 100HD* com máquina fotográfica *Canon PowerShot G5* acoplada.

3.2.3. Avaliação de Dureza

Para a realização da avaliação de dureza foi utilizado o microdurómetro *Shimadzu – MicroHardness Tester* (Figura 4), cuja capacidade de carga pode variar entre 0.025 e 1 kg.

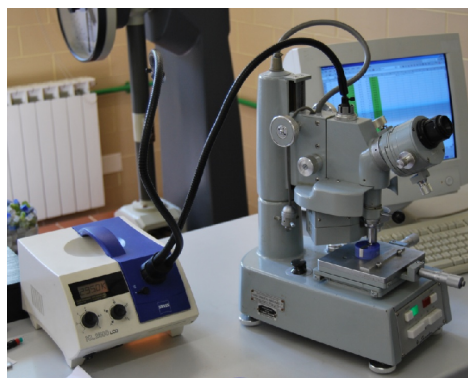


Figura 4. Microdurómetro *Shimadzu – MicroHardness Tester*.

3.2.4. Ensaios de Tracção / Dobragem

Na realização de ensaios de tracção à temperatura ambiente foi utilizado uma máquina universal de tracção *Instron*[®] *Model 4206* (Figura 5 (a)), com módulo de aquisição de dados constituído por uma consola *Instron*[®] e um extensómetro longitudinal com 50 mm de comprimento de referência e abertura máxima admissível de 40% (Figura 5 (b)), acoplados a um *PC* equipado com software de testes *Bluehill*[®] 2 da marca *Instron*[®]. Foram utilizadas nos ensaios amarras da classe [0-6] mm adaptadas à espessura das amostras. Foi também utilizado um equipamento de medição óptica *GOM ARAMIS 5M*, que está ligado a um *PC* equipado com *ARAMIS Software - Digital Image Correlation* da *GOM*. Este equipamento permite avaliar as deformações locais no provete testado, sem necessidade de contacto mecânico.

Foi utilizada a mesma máquina de tracção universal de tracção *Instron*[®] *Model 4206*, equipada com amarras adequadas, para a realização dos ensaios de dobragem.

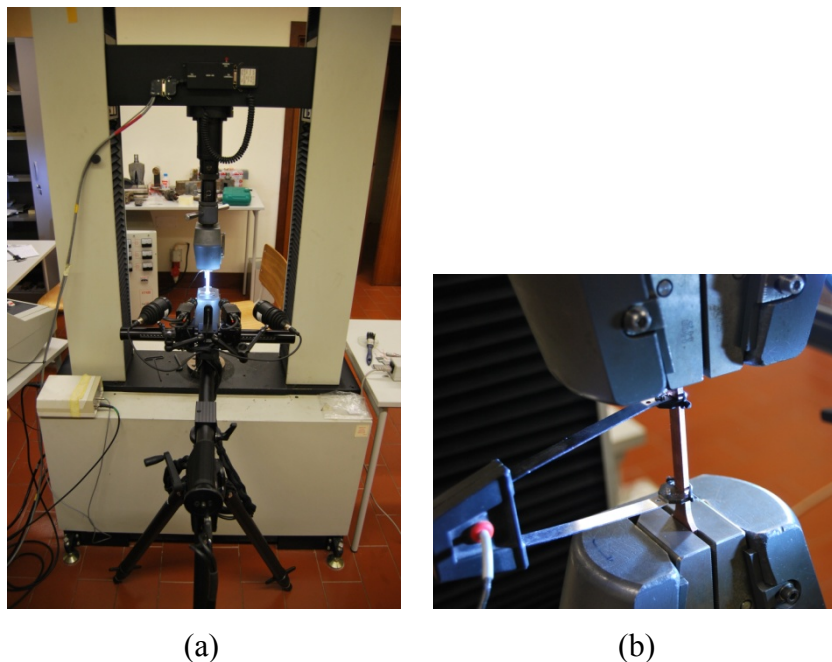


Figura 5. (a) Máquina universal de tracção *Instron*[®] *Model 4206* e equipamento de medição óptico *GOM ARAMIS 5M*; (b) Extensómetro longitudinal.

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Apresenta-se neste capítulo o procedimento de soldadura utilizado e os procedimentos laboratoriais adoptados para a caracterização das soldaduras realizadas.

4.1. Condições de Soldadura

As soldaduras *Stir-In-Plate* foram realizadas em chapa de Cobre de 3 mm, com uma ferramenta de base cónica lisa, com concavidade de 5°, 18 mm de diâmetro e pino cilíndrico roscado esquerdo com 7 mm de diâmetro e 2.6 mm de comprimento, fazendo rodar a ferramenta no sentido horário.

Foram feitos variar os parâmetros de velocidade de rotação e avanço da ferramenta, sendo estes parâmetros utilizados para identificar as soldaduras. A título de exemplo, a designação *CuW10V10* identifica a soldadura realizada às velocidades de rotação e avanço de, respectivamente, 1000 rpm e 100 mm/min. Foi seguida uma metodologia semelhante para a designação das restantes soldaduras. No Quadro 3 estão explicitados os parâmetros utilizados nas soldaduras do presente estudo.

Quadro 3. Parâmetros e condições de soldadura utilizados na realização das soldaduras estudadas.

Soldadura	ω [rotação] (rpm)	v [avanço] (mm/min)	F_z [f. axial] (kN)	α [ataque] (°)
<i>CuW7.5V20</i>	750	200	15	3
<i>CuW10V10</i>	1000	100		
<i>CuW10V20</i>	1000	200		
<i>CuW10V40</i>	1000	400		
<i>CuW12.5V20</i>	1250	200		
<i>CuW12.5V40</i>	1250	400		

4.2. Extração de Provetes

Os provetes foram extraídos transversalmente à direcção de soldadura e identificados através de letras, conforme se tratavam de provetes metalográficos (M), tracção (T) e dobragem (D). De cada soldadura foram retirados dois provetes metalográficos, dois provetes de tracção e dois provetes de dobragem. Serve a Figura 6 para demonstrar como se procedeu à extração dos provetes, realçando que a ordem de extração da figura é meramente exemplificativa.

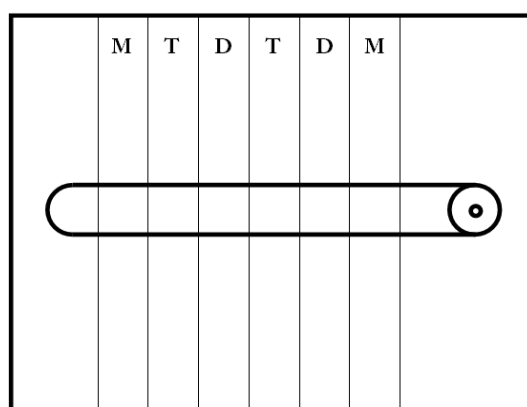


Figura 6. Esquema exemplificativo para extração de provetes (M – análise microestrutural e ensaios de dureza; T – ensaios de tracção; D – ensaios de dobragem).

4.3. Análise Microestrutural

Os provetes metalográficos foram cortados com 45 mm de comprimento e 10 mm de largura e inseridos em resina auto endurecível. As amostras polidas com lixas metalográficas de carboneto de silício de granulometria, P180, P600, P1000 e P2500. O acabamento final foi obtido a partir de suspensão de diamante de granulometria 3 μm .

As amostras foram sujeitas a ataque químico, com uma solução de 2.5 gr de FeCl_3 , 15 ml de HCl e 100 ml de H_2O (Xie et al., 2007). O procedimento de ataque consistiu essencialmente na imersão das amostras na solução ou na passagem de algodão embebido na solução sobre as amostras, sendo que o tempo de ataque foi variável, desde 10 a 35 segundos, não podendo ser generalizado. Foram realizadas várias tentativas até se encontrar o ataque que proporcionasse melhores condições de observação.

Após ataque, as amostras foram observadas ao microscópio óptico em várias ampliações, tendo-se procedido à realização de micrografias caracterizando as diversas zonas de soldadura.

O tamanho de grão das diferentes zonas características foi avaliado com recurso ao método das intersecções (Heyn). A avaliação do tamanho de grão foi feita segundo a Norma ASTM E 112 – 96 (1996). Procedeu-se à contagem do número real de grãos interceptado por uma linha teste, ou ao número de intersecções da linha de teste com a fronteira de grão por unidade de comprimento. Seleccionaram-se combinações entre o comprimento da linha de teste e ampliação que permitissem observar o número de intersecções desejado num único campo. Foram adicionadas outras linhas de teste para que a precisão da determinação do tamanho de grão fosse superior, visto que a precisão estimada pelo método de Heyn é tanto maior quanto maior for o número de contagens.

Para que se obtenha uma maior precisão na determinação do tamanho de grão realizou-se uma análise estatística de acordo com as práticas comuns em engenharia. Desse modo considerou-se um erro dentro de uma incerteza de 5%. Muitas amostras possuem variações na quantificação do tamanho de grão de um campo para o outro, sendo esta variação a responsável pela incerteza.

O tamanho médio de grão (*TMG*) calcula-se através da expressão matemática (1):

$$TMG = \frac{L}{\bar{X}}, \quad (1)$$

em que L é o comprimento de referência da ampliação utilizada e \bar{X} o número médio de intersecções dado pela expressão seguinte (2):

$$\bar{X} = \sum_{i=1}^n \frac{X_i}{n}, \quad (2)$$

onde X_i é o número de intersecções contadas no campo i e n o número total campos.

A definição da precisão das medições foi feita com base no cálculo dos limites de confiança para um grau de confiança de 95%. Para isso determinou-se o desvio padrão (s), o intervalo de confiança (95% *CI*) e a percentagem relativa de precisão (%*RA*) pelas expressões (3), (4) e (5) respectivamente:

$$s = \left[\frac{\sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2}{n-1} \right]^{\frac{1}{2}}, \quad (3)$$

$$95\%CI = \frac{t \cdot s}{\sqrt{n}}, \quad (4)$$

$$\%RA = \frac{95\%CI}{\bar{X}} \cdot 100, \quad (5)$$

onde t é um coeficiente relativo ao intervalo de confiança. Avaliou-se assim a percentagem relativa de precisão, garantindo-se sempre uma percentagem igual ou inferior a 5% para cada determinação (ASTM E 112 – 96,1996).

4.4. Redução de Espessura

A redução de espessura associada ao processo de soldadura foi determinada através da média entre as seguintes expressões (6) e (7):

$$r_{esp1-2} = \frac{e_1 - e_2}{e_1} \cdot 100, \quad (6)$$

$$r_{esp3-2} = \frac{e_3 - e_2}{e_3} \cdot 100, \quad (7)$$

em que e_1 , e_2 e e_3 representam a espessura nos pontos 1, 2 e 3, respectivamente, de acordo com a Figura 7 e r_{esp1-2} representa a redução de espessura do ponto 1 para o 2 e r_{esp3-2} representa a redução de espessura do ponto 3 para o ponto 2.

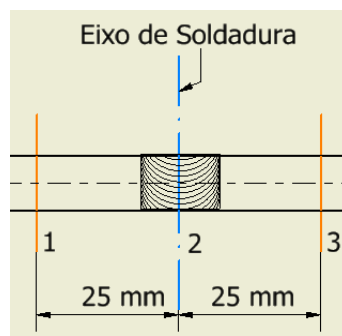


Figura 7. Localização dos pontos para a recolha de dados relativos à medição da espessura.

4.5. Avaliação de Dureza

Os ensaios de avaliação de dureza foram executados ao longo da espessura das amostras utilizadas na análise microestrutural. As indentações foram realizadas ao longo de uma recta horizontal, aproximadamente a meio da espessura, na secção transversal perpendicular ao eixo de soldadura, com um intervalo entre indentações sucessivas de

1000 μm , na zona de material de base, e de 500 μm entre indentações sucessivas, nas restantes zonas da soldadura. Foram salvaguardados ainda cerca de 5 mm em cada extremidade da amostra de modo a evitar o efeito de bordo. Os ensaios foram realizados com uma carga de teste de 200 g durante 15 segundos. Esta carga de teste foi utilizada à semelhança de Lee e Jung (2004).

No caso das durezas Vickers (HV), o indentador de diamante tem a forma de uma pirâmide quadrangular, em que as faces opostas fazem um ângulo de 136° , como se pode ver na Figura 8.

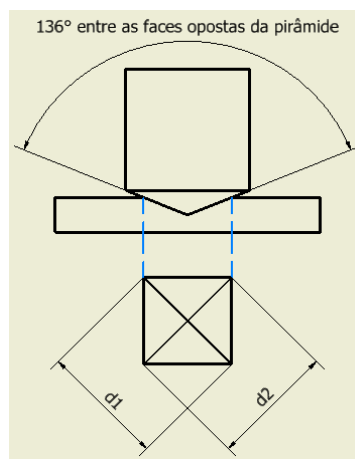


Figura 8. Representação esquemática de uma indentação Vickers.

Segundo a Norma ASTM E 92 – 82 (2003), o cálculo da dureza Vickers (HV) é obtida através da seguinte expressão matemática (8),

$$HV = \frac{2P \sin(\alpha / 2)}{d^2} = \frac{1,8544P}{d^2}, \quad (8)$$

em que P representa a carga de teste em kgf, α representa o ângulo entre as faces opostas e d representa a média aritmética entre as diagonais d_1 e d_2 da indentação em mm, como se pode ver na Figura 8.

Os resultados são apresentados de modo a que o lado do avanço se apresente no lado esquerdo dos gráficos.

4.6. Ensaios de Tracção

Os provetes destinados a ensaios de tracção foram recolhidos de todos os ensaios de soldadura, à excepção do ensaio de soldadura *CuW10V40*, visto este apresentar

uma cavidade superficial a todo o comprimento da soldadura. Foram também submetidos a tracção provetes de material de base Cobre DHP. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, com uma velocidade de carga de 5 mm/min. Os provetes foram maquinados de acordo com a Norma ASTM E 8M – 04 (2004) de acordo com a geometria indicada na Figura 9.

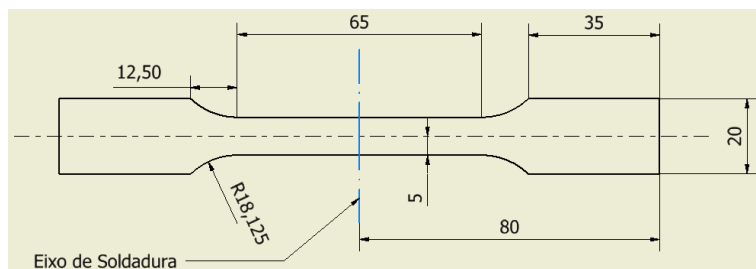


Figura 9. Geometria e dimensões do provete normalizado (dimensões em mm).

Após o fabrico, os provetes apresentaram pequenas variações dimensionais, pelo que para se poder inserir os dados relativos ao provete, nomeadamente a largura média e a espessura média, no software *Bluehill2*[®], foi necessário proceder à medição em pontos específicos de cada provete. Os dados relativos à medição podem ser consultados no Anexo A.



Figura 10. Exemplo de provete de tracção pintado.

Para que se pudesse recolher os dados relativos à tracção através do equipamento de medição óptica *GOM ARAMIS 5M*, os provetes foram pintados com uma base branca e seguidamente polvilhados com tinta preta. Com este procedimento tem que se garantir uma dispersão constante dos pontos negros para que o equipamento de medição óptica consiga calcular a deformação sofrida pelo provete. Na Figura 10 está representado um exemplo deste procedimento.

4.7. Ensaios de Dobragem

Os provetes destinados a ensaios de dobragem foram recolhidos de todas as soldaduras, à exceção da soldadura *CuW10V40*, visto este apresentar uma cavidade superficial a todo o comprimento da soldadura.

O ensaio de dobragem consistiu em fazer dobrar um provete rectangular, assente em dois apoios afastados a uma distância de 26 mm de acordo com a Norma ISO 5173:2000(E) (2000). Os provetes sujeitos a dobragem possuíam 20 mm de largura e 250 mm de comprimento e foram submetidos a dobragem de 180° com raio de curvatura de 5 mm. Foi só feita dobragem de raiz.

5. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

5.1. Análise Morfológica

5.1.1. Caracterização Visual das Superfícies

Um dos aspectos mais importantes para a caracterização de uma soldadura é o seu aspecto exterior, pelo que se justifica uma cuidada observação da aparência superficial das soldaduras obtidas. A Figura 11 ilustra o aspecto superficial de uma soldadura de cada série. As soldaduras *CuW7.5V20*, *CuW10V40* e *CuW12.5V40*, apresentam fendas que se estendem até à superfície das amostras. Contudo as soldaduras *CuW7.5V20* e *CuW12.5V40*, Figura 11 (a) e (f) respectivamente, mostram que não há formação de uma vala contínua como na soldadura *CuW10V40* (Figura 11 (d)), mas há uma cavidade inicial, Figura 11 (a), e uma intermitência no afloramento do defeito à superfície, Figura 11 (f). Além disso os defeitos tendem a diminuir para o fim da soldadura.

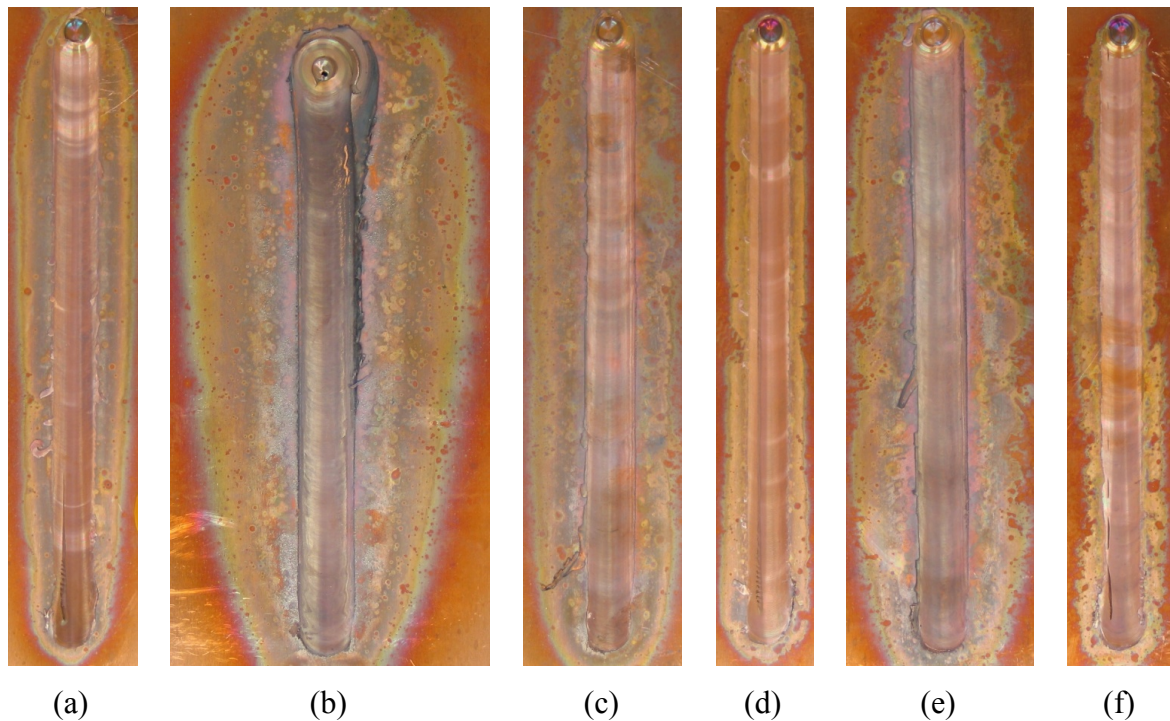


Figura 11. Aspecto superficial das soldaduras obtidas: (a) *CuW7.5V20*; (b) *CuW10V10*; (c) *CuW10V20*; (d) *CuW10V40*; (e) *CuW12.5V20*; (f) *CuW12.5V40*.

As fendas à superfície observadas nas três soldaduras da figura anterior devem-se certamente a uma insuficiente pressão exercida pela base da ferramenta e/ou por uma razão velocidade de rotação/velocidade de avanço inadequada, o que resulta numa quantidade de calor adicionada insuficiente. Na figura anterior a quantidade relativa de calor adicionada em cada soldadura é perceptível através da descoloração que a placa de Cobre sofreu. Verifica-se que as soldaduras que apresentam defeitos superficiais apresentam as zonas descoloradas mais estreitas, conforme ilustram as Figura 11 (a), (d) e (f).

Consegue-se visualizar também que soldadura *CuW10V10* é aquela que teve a maior quantidade de energia adicionada, pois é aquela em que a descoloração no Cobre é mais extensa (Figura 11 (b)). O rebaixamento final nesta soldadura deve-se ao excesso de calor gerado no processo, que produziu um grande aquecimento na chapa na parte final da soldadura. De facto, na parte inicial da soldadura, a largura da zona descolorada é inferior à da parte final da soldadura, conforme ilustra a Figura 11 (b).

As restantes soldaduras apresentam estria fina e regular, cujo passo pode ser associado com a razão velocidade de avanço/velocidade de rotação em todos os casos. Também se pode observar que as soldaduras apresentam alguma rebarba, sobretudo do lado do avanço, o que não compromete, no entanto, a qualidade visual das mesmas.

5.1.2. Defeitos de Soldadura

Nas soldaduras realizadas detectaram-se principalmente 2 tipos de defeitos: *Vazios* e *Penetração Incompleta*. A ocorrência de *Vazios* verifica-se nas soldaduras *CuW7.5V20*, *CuW10V40* e *CuW12.5V40*, como se pode ver na Figura 12. A análise macrográfica das soldaduras permitiu caracterizar melhor os defeitos presentes nas soldaduras. A morfologia dos defeitos é contudo diferente nos três casos. Na soldadura *CuW7.5V20* além dos *Vazios* que atingem a superfície, principalmente no início da soldadura, observa-se também a presença de *Vazios* interiores planares, situados do lado do avanço (Figura 12 (a)). Este defeito parece situar-se numa zona de interface entre uma camada deformada mais influenciada pela base e outra pelo pino da ferramenta. A soldadura *CuW10V40* apresenta um defeito em tudo semelhante ao da soldadura anterior (Figura 12 (b)), sendo que para este caso a largura dos *Vazios* parece ser de dimensão ligeiramente superior assim como a extensão do defeito planar. A soldadura *CuW12.5V40*

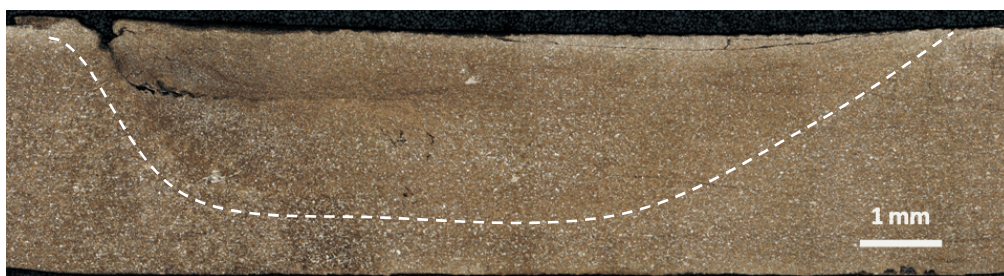
(Figura 12 (c)) apresenta também um defeito semelhante aos já referidos, mas com a particularidade do defeito planar estar ligado à cavidade na superfície. O defeito aparenta ter uma extensão mais reduzida e também é visível que a localização deste é mais próxima da superfície que os anteriores.



(a)



(b)



(c)

Figura 12. Vazios nas soldaduras: (a) $CuW7.5V20$ (50x); (b) $CuW10V40$ (50x); (c) $CuW12.5V40$ (50x).

Os *Vazios* presentes nas soldaduras devem-se ao efeito conjugado e/ou separado da diminuta pressão exercida pela base da ferramenta, à geometria inadequada da ferramenta e/ou por uma razão velocidade de rotação/velocidade de avanço inadequada. Verificou-se que os *Vazios* ocorrem no lado do avanço para as soldaduras com a razão velocidade de rotação/velocidade de avanço mais baixa (Quadro 4). Velocidades de rotação baixas com velocidades de avanço altas conduzem a uma adição de calor mais baixa no processo, o que leva a que o fluxo de material arrefeça antes de poder preencher

por completo a região atrás do pino, ou seja, ocorre um fluxo de material deficiente do lado do recuo para o lado do avanço. Adicionalmente, se for exercida uma pressão insuficiente pela base, ou esta possuir um diâmetro inadequado, não se gera calor suficiente, o que conduz a que o material não flua correctamente em redor do pino.

A ocorrência de *Penetração Incompleta* verifica-se para todas as soldaduras realizadas. Na figura anterior (Figura 12) pode-se ver com o auxílio da linha tracejada branca que a penetração não ocorreu para toda a espessura. Este tipo de defeito está associado habitualmente a várias causas, nomeadamente alinhamento imperfeito da ferramenta em relação à junta de soldadura, geometria de ferramenta inadequada, variação na espessura das peças a soldar ou selecção incorrecta de parâmetros de soldadura. No caso em estudo, na maioria das soldaduras, este defeito ficou a dever-se ao comprimento do pino não adequado, o que levou à existência de uma região de material não deformado sob a *ZTMA*. Em relação à soldadura *CuW10V10*, a falta de penetração fica a dever-se a duas causas, a primeira devido ao comprimento inadequado do pino e a segunda a um constrangimento lateral deficiente que induziu uma variação na espessura da chapa (Figura 13). A utilização de velocidade de rotação mais elevada pode contribuir para o afundamento da ferramenta, resolvendo o problema da penetração devido a gerar mais calor, mas pode conduzir à redução de espessura na soldadura.



Figura 13. Falta de penetração na soldadura *CuW10V10* (50x) e *Onion Rings*.

5.1.3. Redução de Espessura

Um outro aspecto que se teve em conta na análise morfológica realizada foi precisamente a redução de espessura. Da observação da superfície das soldaduras e das macrografias consegue-se visualizar uma redução de espessura. Este aspecto é importante na medida em que a redução de espessura pode afectar o comportamento mecânico da soldadura. A redução de espessura está também relacionada com a magnitude da força axial. Forças axiais elevadas levam ao sobreaquecimento da junta, o que resulta na

formação de rebarba excessiva e redução de espessura, ao passo que forças demasiado baixas não permitem a geração de calor adequada, o que resulta em soldaduras defeituosas, nomeadamente soldaduras com *Vazios*. Como a força axial é a mesma a redução de espessura está essencialmente relacionada com a relação velocidade de rotação/velocidade de avanço.

A partir da análise do Quadro 4, onde está representado o resumo com os aspectos morfológicos mais relevantes, verifica-se que a existência de *Vazios* está também essencialmente relacionada com menores razões velocidade de rotação/velocidade de avanço e por conseguinte relacionada com uma menor energia adicionada. O valor da redução de espessura para a soldadura *CuW10V10* foi influenciado pela deformação que a parte inferior da soldadura apresenta, como se viu na Figura 13, devido ao deficiente estrangimento lateral, pelo que seria expectável que a redução de espessura fosse superior à verificada.

Quadro 4. Resumo com aspectos morfológicos mais relevantes.

Soldadura	Razão ω/v (rot/mm)	Vazios	Penetração Incompleta	Redução de Espessura (%)
<i>CuW7.5V20</i>	3.75	Sim	Sim	0.8
<i>CuW10V10</i>	10	Não	Sim	1.4
<i>CuW10V20</i>	5	Não	Sim	1.8
<i>CuW10V40</i>	2.5	Sim	Sim	0.7
<i>CuW12.5V20</i>	6.25	Não	Sim	3.4
<i>CuW12.5V40</i>	3.125	Sim	Sim	0.8

5.1.4. Ensaios de Dobragem

O ensaio de dobragem destina-se essencialmente a revelar a presença de defeitos na raiz, se bem que também permita retirar ilações acerca da ductilidade da soldadura. As soldaduras *Stir-In-Plate* não apresentam defeitos de *Kissing Bond*, pelo que, como seria expectável, todos os provetes resistiram ao ensaio de dobragem a que foram sujeitos. Além disso as soldaduras apresentaram excelente ductilidade. De facto se o

material da soldadura estivesse muito endurecido poderia ocorrer falha na raiz, mesmo não tendo penetração completa, pois o ensaio de dobragem é muito severo. Na Figura 14 pode-se ver o comportamento de duas soldaduras distintas: *CuW10V10* e *CuW12.5V40*.

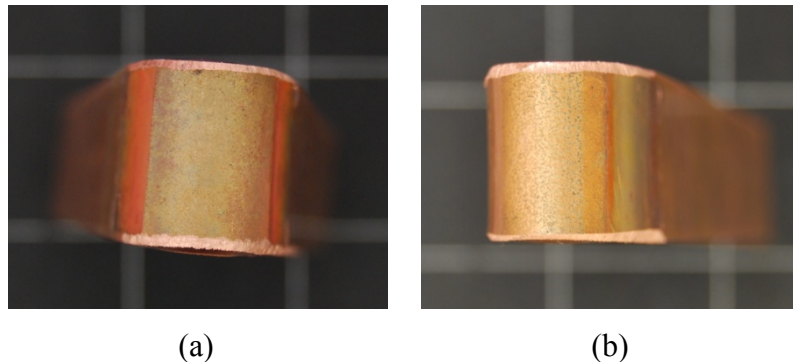


Figura 14. Comportamento à dobragem das soldaduras: (a) *CuW10V10*; (b) *CuW12.5V40*.

Apesar de apresentarem *Vazios* no interior e à superfície, as soldaduras *CuW7.5V40*, *CuW10V40* e *CuW12.5V40*, resistiram ao ensaio de dobragem, o que sugere que este tipo de defeito não interfere com a resistência ao ensaio de dobragem, como se pode ver na Figura 14 (b).

5.2. Análise Metalográfica

A análise metalográfica tem como objectivo colocar em evidência as alterações estruturais induzidas pela operação de soldadura, para as diferentes combinações de parâmetros de processo, nas diferentes zonas microestruturais específicas da ligação. Permite ainda denunciar a presença de defeitos internos, tais como os *Vazios*, já referidos anteriormente. Nas zonas características do processo de SFL podem observar-se diferenças microestruturais, que são função dos parâmetros seleccionados, existindo contudo algumas características comuns a todas as soldaduras. Constatou-se que na maior parte das soldaduras não se conseguem distinguir todas as zonas características do processo de SFL.

5.2.1. Zona Termicamente Afectada

A *ZTA* é muito difícil de limitar porque na generalidade das soldaduras não se verificou um crescimento sensível do grão, principalmente para as soldaduras com energia adicionada mais baixa. Nas soldaduras realizadas com a energia adicionada mais alta

consegue-se observar um crescimento ligeiro, sendo esse crescimento um pouco mais visível nas soldaduras *CuW10V10* e *CuW12.5V20*. Sabe-se no entanto que esta zona é caracterizada por possuir grão que embora não tenha sofrido deformação, foi afectado pelo calor, o que lhe induz um ligeiro crescimento do grão e resulta na perda de propriedades mecânicas. As medições de dureza, apresentadas mais à frente, também não evidenciam com clareza a dimensão desta zona, à excepção, das soldaduras *CuW10V10* e *CuW12.5V20*, as quais foram realizadas com energia adicionada mais alta, apresentando uma ligeira diminuição de dureza na região mais próxima da *ZTMA*.

5.2.2. Zona Térmica e Mecanicamente Afectada

Na generalidade das soldaduras não foi possível delimitar com exactidão a *ZTMA* não recristalizada, mas, para as soldaduras realizadas com menor energia adicionada, consegue-se observar a transição abrupta entre a *ZTA* e a *ZTMA* do lado do avanço (Figura 15 (a)). Ao contrário, para as soldaduras com maior energia adicionada a transição é gradual. Na zona em estudo, o material vai estar sujeito a altas temperaturas e a grande deformação, mas não as suficientes para ocorrer recristalização dinâmica. A Figura 15 (a) mostra a transição da *ZTA* para o *Nugget* da soldadura *CuW10V40*, onde no lado direito da imagem, no canto superior direito, se localiza o *Nugget*, e no canto inferior esquerdo se apresenta a zona mais próxima do material de base. Na imagem é perceptível o refinamento do grão, da esquerda para a direita, bem como a forte deformação plástica do grão ao centro.

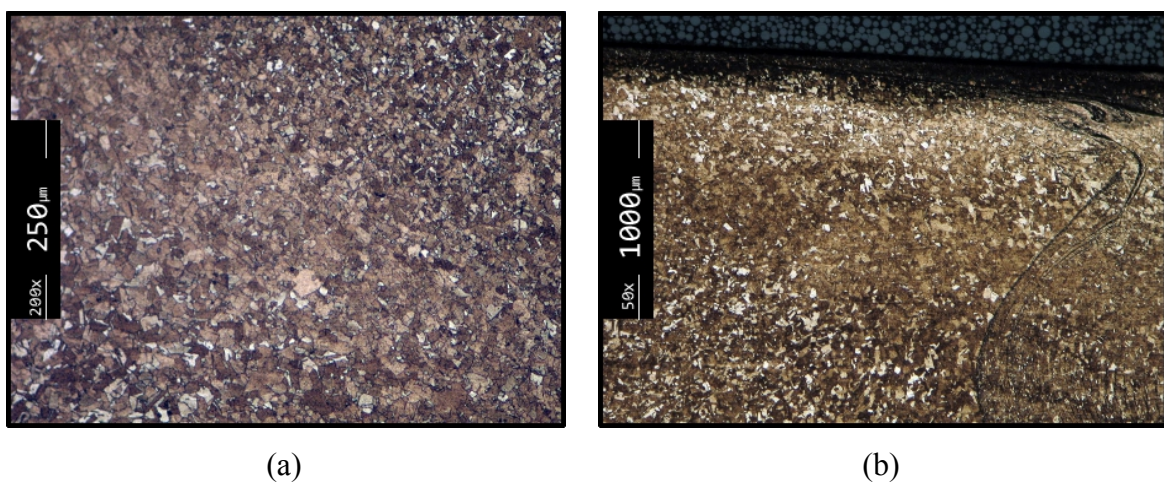


Figura 15. Microestrutura da *ZTMA*: (a) *CuW10V40* (200x); (b) *CuW10V10* (50x).

Para alta energia adicionada esta transição é mais suave e menos perceptível, tal como se ilustra na Figura 15 (b). Com efeito, pode-se observar que no lado esquerdo da imagem o grão é visivelmente mais grosseiro e que depois, dentro da zona do *Nugget* o grão continua a apresentar dimensões significativas. Na mesma figura são perceptíveis as linhas caracterizadoras da formação de *Onion Rings*.

5.2.3. *Nugget*

As soldaduras realizadas neste estudo caracterizam-se pelo facto de o *Nugget* evidenciar uma estrutura de grão equiaxial que refina consoante a energia adicionada. Desse modo verifica-se que o grão é muito refinado nas soldaduras em que a energia adicionada foi baixa e mais grosseiro nas soldaduras em que energia adicionada foi maior. A recristalização dinâmica, segundo Scialpi et al. (2008), ocorre por causa da elevada temperatura e grande deformação plástica que se sente na zona do *Nugget*, e é esta a responsável pelo aparecimento do grão fino e equiaxial. O aparecimento do grão grosseiro nesta zona fica então a dever-se ao crescimento residual após recristalização, devido à elevada energia adicionada no processo.

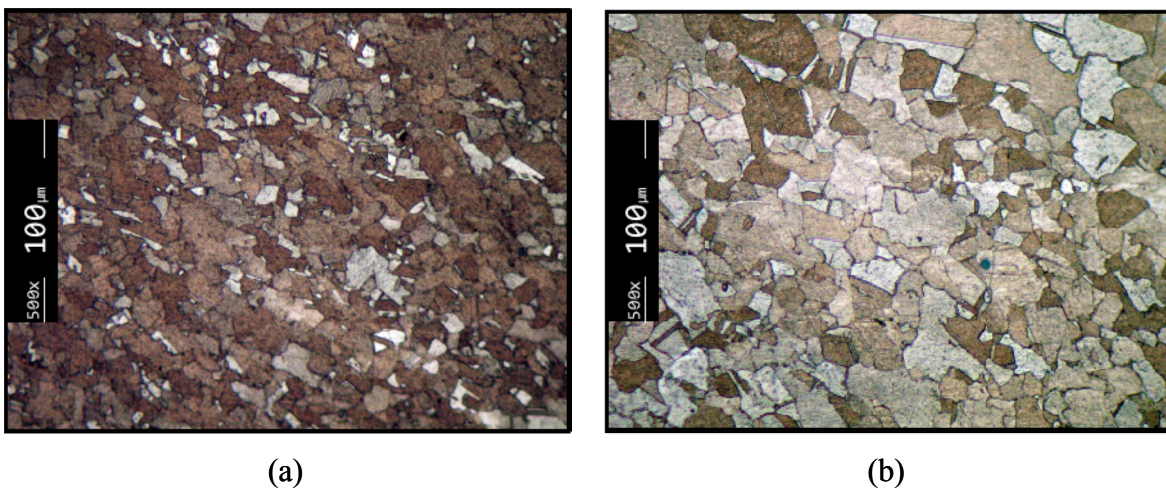


Figura 16. Microestrutura do *Nugget*: (a) *CuW12.5V40* (500x); *CuW12.5V20* (500x).

Na Figura 16 apresentam-se duas microestruturas características do *Nugget*, em que uma foi obtida com energia adicionada baixa, (a), e a outra com elevada energia adicionada, (b). Pelos parâmetros verifica-se que com velocidade de rotação constante e fazendo variar a velocidade de avanço, se obtêm microestruturas dissimilares, profundamente influenciadas pelos parâmetros de soldadura. Com efeito, após a análise do

tamanho de grão, cujo resumo está no Quadro 5, pode-se afirmar que quanto maior for a energia adicionada, maior vai ser o crescimento do grão. Este crescimento do tamanho de grão com a razão velocidade de rotação/velocidade de avanço é aproximadamente linear, conforme se ilustra na Figura 17.

Quadro 5. Resumo do tamanho de grão no *Nugget* para as diferentes soldaduras.

Soldadura	Razão $\frac{\omega}{v}$ (rot/mm)	TMG (μm)	%RA
<i>CuW7.5V20</i>	3.75	6.6	4.6
<i>CuW10V10</i>	10	13.2	4.9
<i>CuW10V20</i>	5	7.8	4.8
<i>CuW10V40</i>	2.5	4.9	3.9
<i>CuW12.5V20</i>	6.25	9.4	4.4
<i>CuW12.5V40</i>	3.125	6.0	4.4

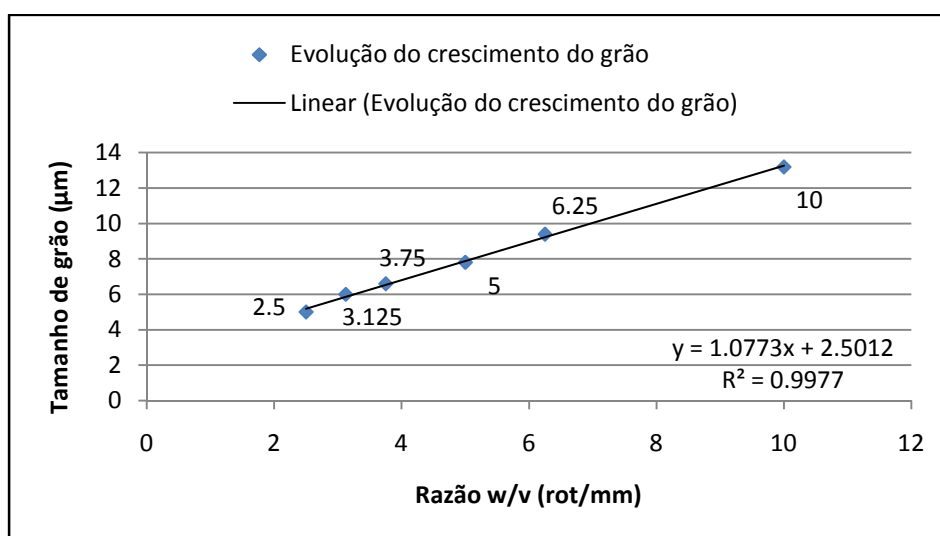


Figura 17. Crescimento do tamanho de grão no *Nugget* em função da razão velocidade de rotação/velocidade de avanço.

Na análise do tamanho de grão exposta no Quadro 5 constata-se que na soldadura *CuW10V10* o tamanho de grão no *Nugget* é superior ao do material de base, pois este, após recristalização teve um crescimento residual bastante acentuado, derivado da grande quantidade de calor adicionada. Nesse sentido constata-se que a morfologia do

Nugget é muito influenciada pelos parâmetros de processo, pois verificou-se que a maior adição de energia influencia a extensão da zona recristalizada, alargando-a.

Observou-se também a formação de *Onion Rings* no ensaio com a maior quantidade de energia adicionada, como já se viu na Figura 13. A formação destas estruturas tem sido ligada à natureza do fluxo de material, nomeadamente ao efeito combinado do material movido pela base e do material movido pelo pino, mas ainda não se conhece em detalhe o mecanismo de formação do padrão (Krishnan, 2002; Muthukumaran e Mukherjee, 2007).

Em conclusão os parâmetros de soldadura, em particular as velocidades de rotação e avanço, influenciam a dimensão do grão no *Nugget*, a extensão da zona recristalizada e mesmo a formação de defeitos na soldadura.

5.3. Propriedades Mecânicas

5.3.1. Avaliação da Dureza

A avaliação da dureza tem como objectivo medir a resistência do material à indentação, registando a alteração das propriedades mecânicas que o processo de soldadura induziu. Esta avaliação permite também estabelecer uma relação com a resistência à tracção do material, como se verá mais à frente.

As Figuras 18 a 21 representam os valores de dureza característicos de diferentes pontos da secção transversal de todas as soldaduras, em função da distância a que estes se encontram do centro. A apresentação de resultados é efectuada de um modo comparativo, isto é, em função dos parâmetros de soldadura que foram utilizados na realização das soldaduras. Assim sendo, estabelecem-se comparações mantendo constante ora a velocidade de avanço, ora a velocidade de rotação. Também se achou conveniente traçar o perfil de dureza de cada soldadura sempre da mesma cor, mesmo se apresentado em figuras diferentes, para uma melhor comparação de resultados. Em cada figura está também representada esquematicamente a ferramenta utilizada, de modo a dar uma ideia da zona de influência desta. Está ainda indicada a dureza média do material de base por meio de uma linha azul clara.

Verifica-se que todas as soldaduras, sem excepção, apresentam um gradiente de dureza ao longo da secção transversal, registando-se os valores mais baixos de dureza

na região do *Nugget*. A diminuição de dureza que se verifica na *ZTMA* deve-se às altas temperaturas a que o material fica sujeito e que leva a que o grão tenha um crescimento residual. A avaliação de dureza não permitiu definir com clareza a *ZTA*, pois, na maior parte das soldaduras, não se verificam alterações significativas nas secções mais afastadas do centro da soldadura. Já nas soldaduras realizadas com a energia adicionada mais elevada observa-se uma zona mais macia que deverá corresponder à *ZTA*. Na região do *Nugget*, o grão é restaurado e recristalizado devido às altas temperaturas envolvidas no processo, sendo que a aquando da restauração do grão são eliminadas as deslocações, o que implica que quando o grão recristaliza apresenta uma baixa densidade de deslocações (Lee e Jung, 2004). Este facto associado ao material se encontrar num estado meio duro são os motivos para a dureza na região do *Nugget* ser inferior à do material de base.

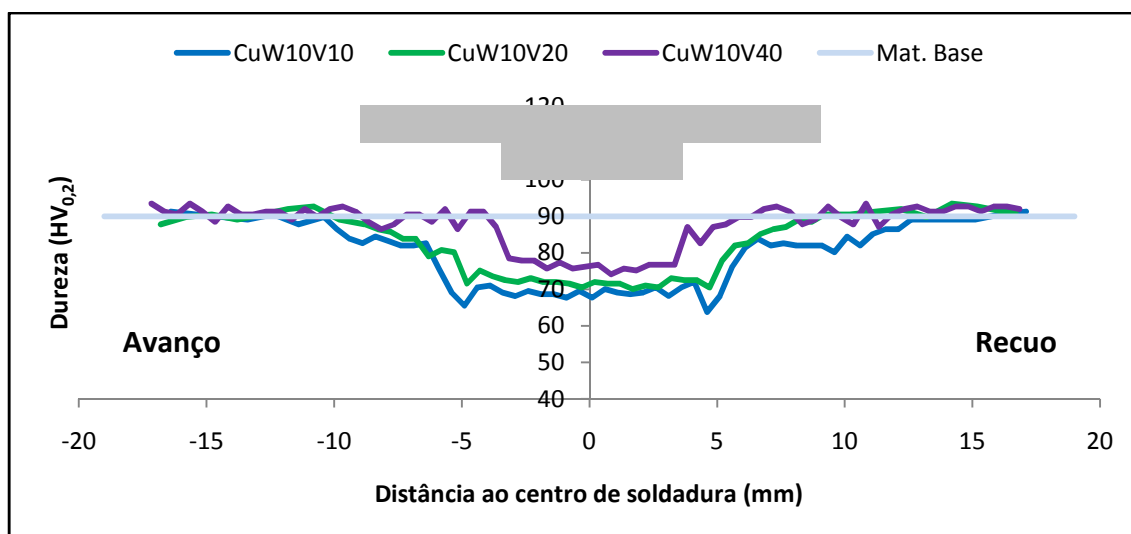


Figura 18. Comparação da evolução da dureza ao longo da secção transversal para soldaduras com velocidade de rotação 1000 rpm.

Na Figura 18 estabelece-se uma comparação entre as soldaduras realizadas com uma velocidade de rotação de 1000 rpm e verifica-se que o aumento da velocidade de avanço induz uma diminuição da redução de dureza na *ZTMA* e também um estreitamento dessa zona, devido à menor energia adicionada ao processo por virtude desse aumento de velocidade de avanço. É também perceptível que o aumento da velocidade de 100 mm/min para 200 mm/min não implica uma diferença significativa no perfil da dureza, todavia, verifica-se que no lado do recuo se torna evidente a presença de um patamar na soldadura *CuW10V10*, que começa antes da influência da base, que corresponde à *ZTA*. No lado do

avanço também existe um patamar semelhante, tornando assim evidente parte da *ZTA*. As restantes soldaduras não apresentam nos seus perfis patamares que permitam evidenciar a *ZTA*. O aumento da velocidade de avanço para 400 mm/min vai corresponder a uma menor perda de dureza e a um estreitamento na *ZTMA*. Também é possível observar que no lado do avanço a queda da dureza na *ZTMA* é mais brusca do que do lado do recuo, onde é mais gradual, assim como constatar que na zona do *Nugget* a dureza atinge valores ligeiramente mais baixos no lado do recuo, sendo que estes aspectos estão relacionados com o fluxo de material aquando da realização da soldadura. Com efeito, o material é arrastado do lado do recuo e comprimido no lado do avanço, o que pode induzir num ligeiro aumento no calor gerado ou numa menor deformação, provocando esta pequena variação na dureza.

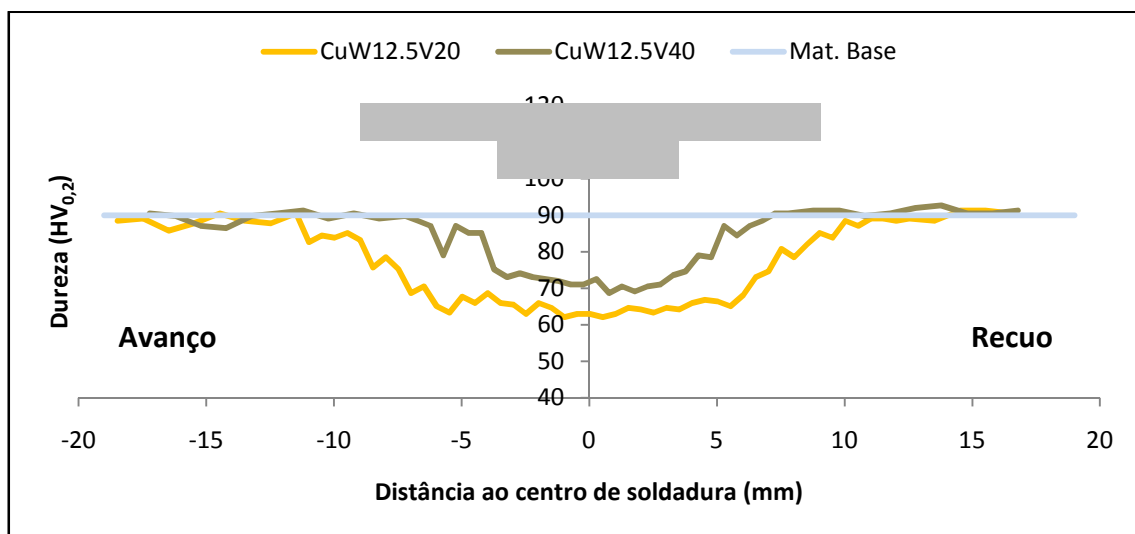


Figura 19. Comparação da evolução da dureza ao longo da secção transversal para soldaduras com velocidade de rotação 1250 rpm.

Na Figura 19 ilustra-se uma comparação entre os perfis de dureza das soldaduras realizadas à velocidade de rotação de 1250 rpm e, à semelhança do observado na Figura 18, também se verifica neste comparativo que o aumento da velocidade de avanço se traduz numa diminuição da perda de dureza e num estreitamento da *ZTMA*, o que é consistente com o facto do aumento de velocidade de avanço se traduzir na diminuição da energia adicionada, que induz um menor crescimento do grão na recristalização.

Pode-se também salientar que as diferenças entre o perfil de 200 mm/min e o de 400 mm/min, são mais acentuadas do que na figura anterior. Também, como se

verificou na figura anterior, constata-se que na zona do *Nugget*, do lado do recuo, os valores de dureza são ligeiramente inferiores. Para a soldadura *CuW12.5V20* a perda de dureza estende-se para além da largura da ferramenta, devendo corresponder à *ZTA*.

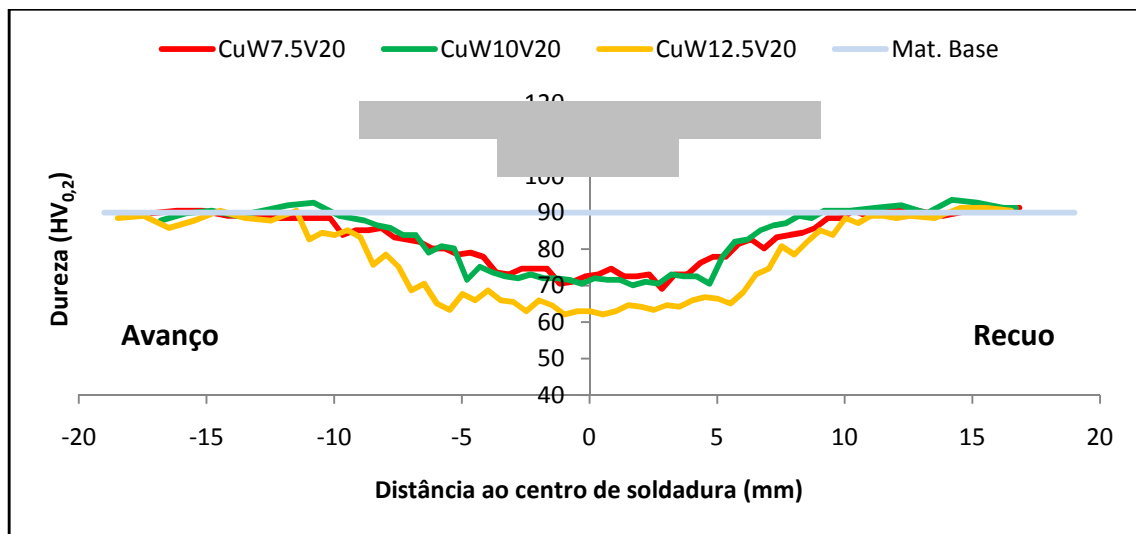


Figura 20. Comparação da evolução da dureza ao longo da secção transversal para soldaduras com velocidade de avanço de 200 mm/min.

Na Figura 20 está representada a comparação dos perfis de dureza das soldaduras realizadas com velocidade de avanço de 200 mm/min e diferentes velocidades de rotação. Pela observação da figura constata-se que as soldaduras realizadas com velocidade de rotação de 750 e 1000 rpm apresentam um perfil de dureza bastante semelhante, mas para o perfil de 1250 rpm observa-se uma considerável redução da dureza na região do *Nugget*, o que sugere que a influência do calor adicionado na soldadura através do aumento da velocidade de rotação não é linear. Tal como já foi observado nas figuras anteriores, o aumento da energia adicionada conduz a um amaciamento do material na *ZTMA* e no *Nugget*, observando-se também uma pequena queda de dureza no lado do recuo do *Nugget*.

Na Figura 21 estão representados os perfis de dureza das soldaduras realizadas com velocidade de avanço de 400 mm/min. Os perfis já foram apresentados em figuras anteriores, mas na presente figura pretende-se ilustrar o efeito do aumento da velocidade de rotação para a velocidade de avanço enunciada. Novamente, à semelhança da Figura 20, verifica-se que o aumento da velocidade de rotação conduz a um amaciamento do material na *ZTMA* e um alargamento dessa mesma zona, em virtude da maior energia adicionada.

Todavia, comparando com a figura anterior verifica-se que para a mesma velocidade de rotação, a *ZTMA* tem uma extensão inferior e o material é mais duro nos perfis com velocidade de avanço superior, o que é reflexo da menor energia adicionada ao processo.

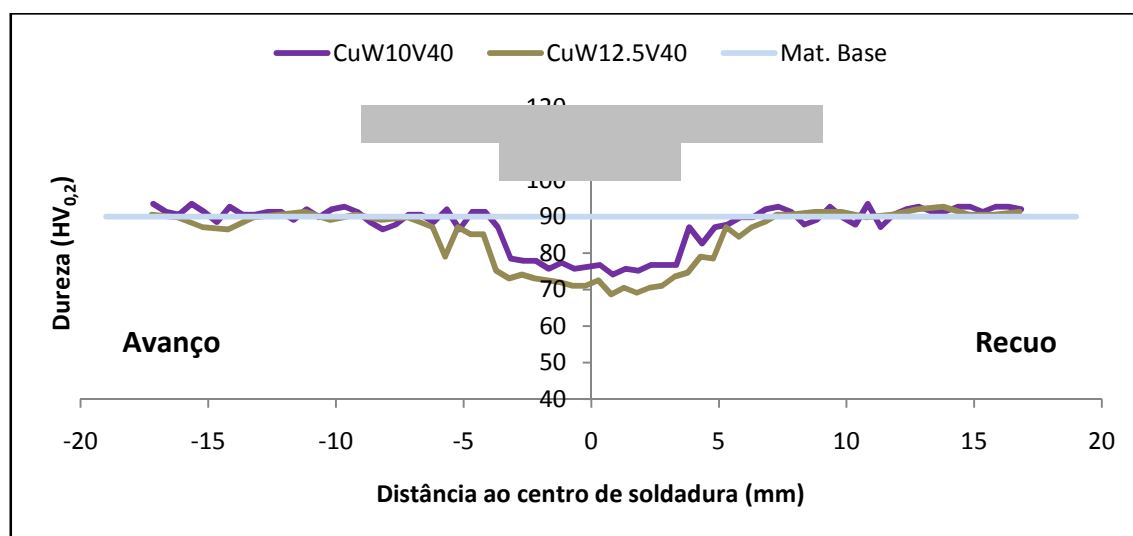


Figura 21. Comparação da evolução da dureza ao longo da seção transversal para soldaduras com velocidade de avanço de 400 mm/min.

Quadro 6. Valores de dureza média no *Nugget*.

Soldadura	Razão $\frac{\omega}{v}$ (rot/mm)	Dureza Média (HV _{0,2})
<i>CuW7.5V20</i>	3.75	72.8
<i>CuW10V10</i>	10	69.4
<i>CuW10V20</i>	5	71.9
<i>CuW10V40</i>	2.5	76.5
<i>CuW12.5V20</i>	6.25	64.7
<i>CuW12.5V40</i>	3.125	72.0

No Quadro 6 está representado a dureza média do *Nugget*. A partir da observação da Figura 22 constata-se que a dureza média no *Nugget* tem tendência a baixar com o aumento da razão velocidade de rotação/velocidade de avanço, como seria de esperar tendo em conta o crescimento residual do grão observado na secção 5.2.3. Com

efeito, o aumento da razão velocidade de rotação/velocidade de avanço resulta numa maior adição de calor, o que vai provocar o maior amaciamento do material na zona recristalizada.

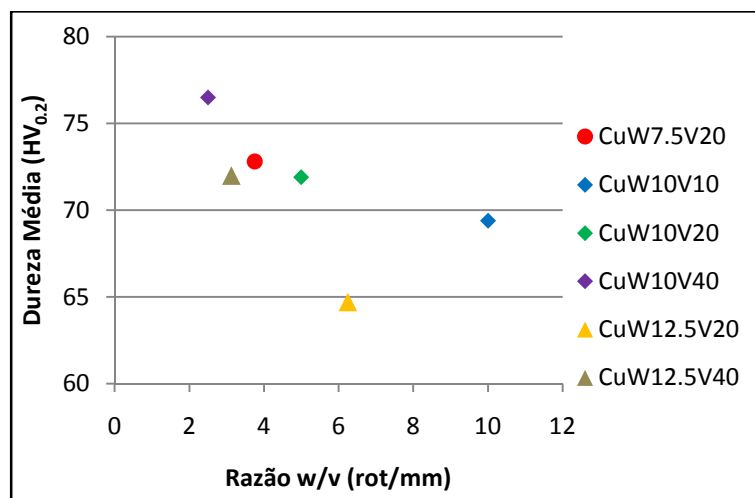


Figura 22. Evolução da dureza média no *Nugget* em função da razão velocidade de rotação/velocidade de avanço.

5.3.2. Ensaios de Tracção

Os ensaios de tracção permitem analisar o comportamento mecânico do material e relacioná-lo com os resultados dos ensaios de dureza e com eventuais defeitos presentes nas soldaduras. Para cada soldadura foram testados dois provetes, apresentando ambos um comportamento semelhante, pelo que se vai representar apenas um ensaio de cada. Nas figuras seguintes vão estar representadas três curvas, cada uma referente a zonas características da soldadura. A curva correspondente ao ponto de rotura, não foi incluída, de modo a tornar perceptíveis as restantes curvas, pois a grande deformação deste ponto tornava a visualização gráfica das restantes muito difícil. A rotura deu-se na *ZTMA* para todos os provetes ensaiados, fruto, da menor resistência do *Nugget*, em comparação ao material de base. Nas figuras ao lado das curvas disponibiliza-se uma imagem do *Aramis* que permite visualizar a deformação ao longo do provete no instante de carga máxima do ensaio de tracção. Na imagem do provete deformado, estão indicados os pontos de correspondentes às curvas de tracção, sendo que a cor do ponto tem correspondência na cor da curva.

Na Figura 23 estão representadas as curvas reais de três zonas características da soldadura *CuW7.5V20*. A rotura do provete deu-se na *ZTMA*, como se pode verificar, pela

imagem do provete deformado, onde se constata também que a zona do material de base foi a que apresentou o valor da tensão limite de elasticidade mais elevado, visto ser o material mais resistente. A *ZTA* apresenta uma perda nas propriedades mecânicas, como seria de prever devido ao calor adicionado. A presença de um defeito interior não condicionou o ensaio, visto que o defeito se apresenta no lado do avanço e o provete rompeu no lado do recuo, onde se tinha verificado uma ligeira perda de dureza.

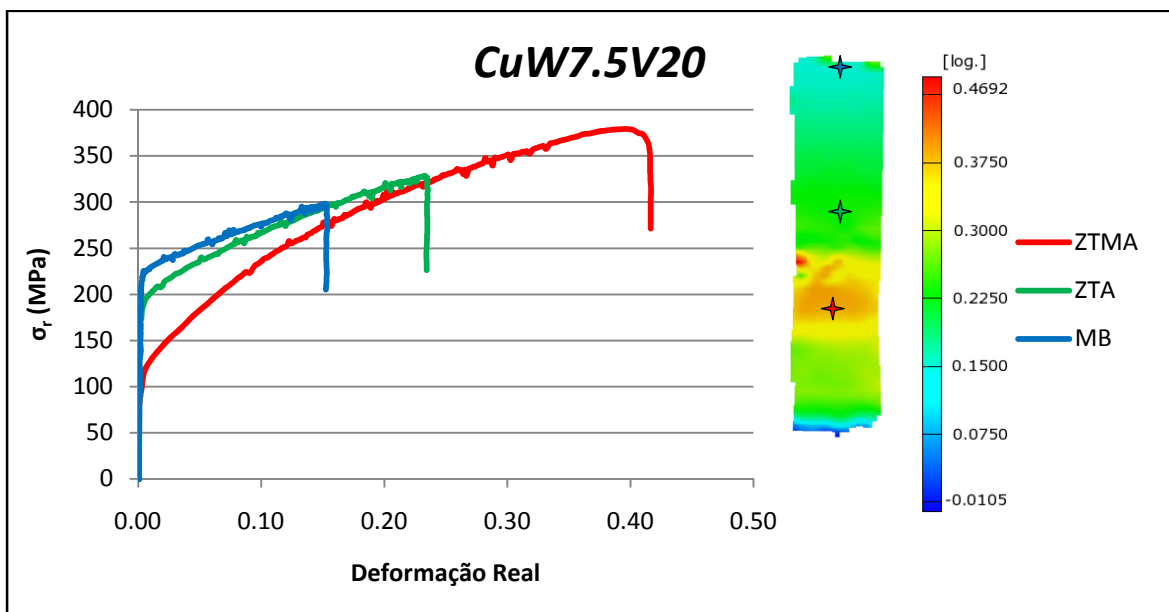


Figura 23. Curvas Tensão Real – Deformação Real da soldadura *CuW7.5V20*.

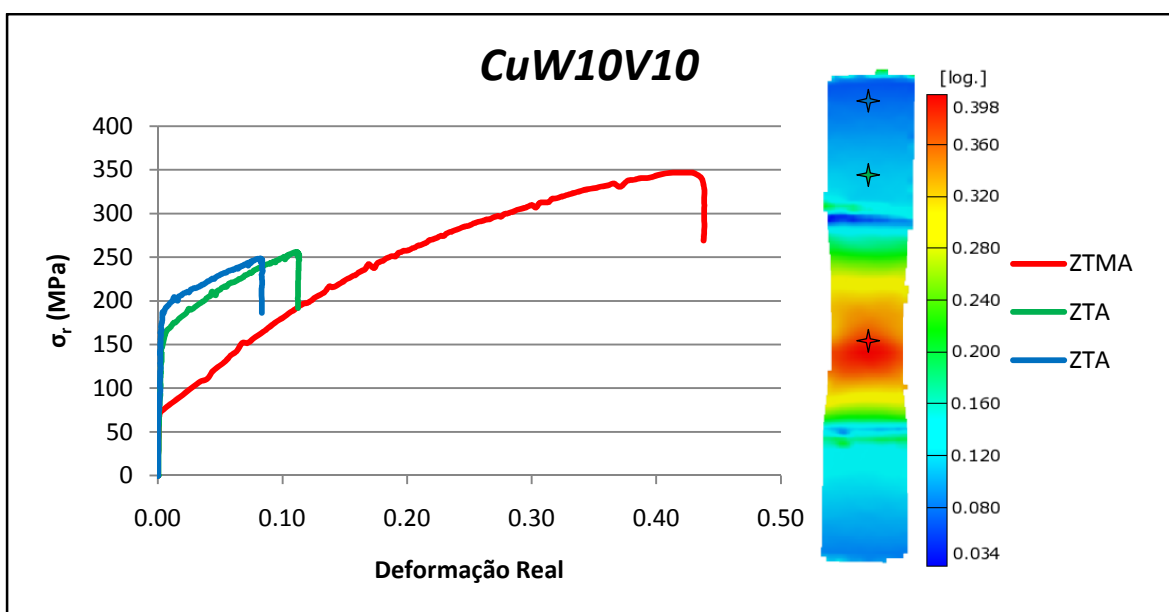


Figura 24. Curvas Tensão Real – Deformação Real da soldadura *CuW10V10*.

Na Figura 24 estão representadas as curvas reais de duas zonas características da soldadura *CuW10V10*. Consta-se que foi na *ZTMA* que se registaram as maiores deformações, tal como era sugerido pelo perfil de dureza, pois é a zona mais macia. Verifica-se também que existe uma perda de propriedades mecânicas, nomeadamente na *ZTA* em relação ao material de base. Note-se ainda que apesar de a curva a azul já pertencer a um ponto afastado da zona de soldadura, ainda não é um ponto de material de base, pois a tensão limite de elasticidade deste ponto é inferior a 235 MPa.

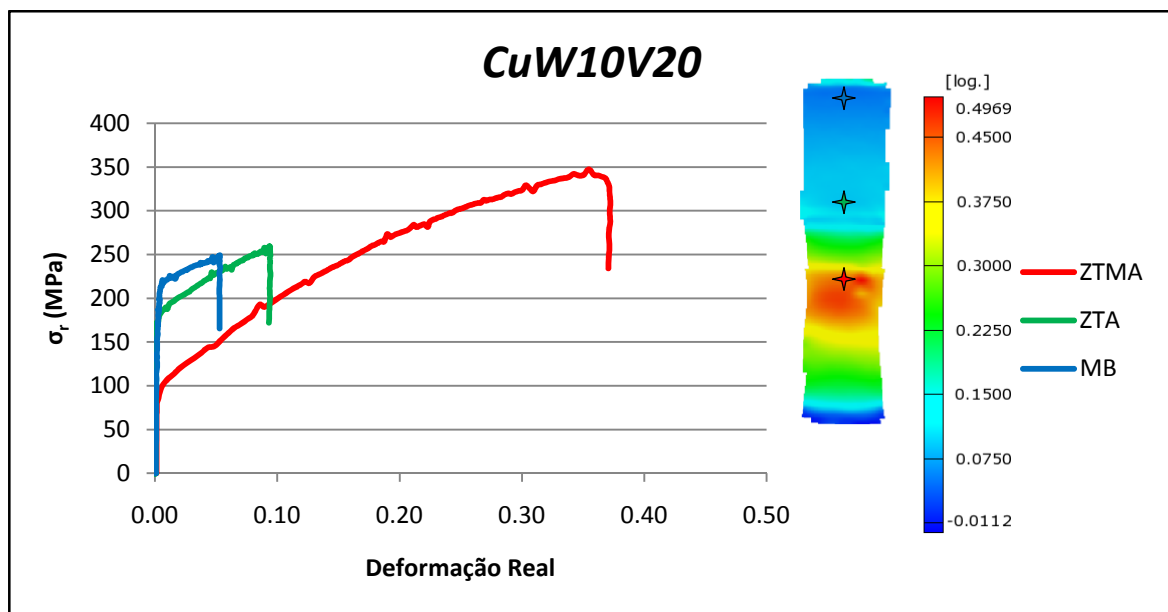


Figura 25. Curvas Tensão Real – Deformação Real da soldadura *CuW10V20*.

Na Figura 25 estão representadas as curvas reais de três zonas características da soldadura *CuW10V20*. Evidencia-se que na *ZTMA* ocorreu a maior deformação, de resto de acordo com o que seria espectável após a análise do perfil de dureza desta soldadura. Ao comparar as curvas da Figura 25 com as das Figuras 23 e 24, verifica-se que a tensão limite de elasticidade na *ZTMA* é inferior à da soldadura *CuW7.5V20* como sugeria a comparação dos perfis de dureza para estas duas soldaduras, e superior quando comparada com a soldadura *CuW10V10* de acordo com os perfis de dureza referentes a estas duas soldaduras. Com efeito a tensão limite de elasticidade está relacionada com a dureza, isto é se o material é mais macio que outro também é menos resistente.

Na Figura 26 estão representadas as curvas reais de duas zonas características da soldadura *CuW12.5V20*. À semelhança das soldaduras analisadas até agora, volta a

verificar-se a ocorrência da zona mais deformada na soldadura. O provete analisado rompe na *ZTMA*, no lado do recuo, tal como era previsto após a análise do perfil de dureza desta soldadura. Quando comparado com as curvas reais da soldadura *CuW10V20*, verifica-se que a tensão limite de elasticidade para a zona mais deformada é inferior, estando portanto de acordo com o analisado nos perfis de dureza. À semelhança do verificado na soldadura *CuW10V10*, observa-se que a curva correspondente ao ponto mais afastado da soldadura, ainda não corresponde a um ponto de material de base, de acordo com a tensão limite de elasticidade. Este aspecto vem ao encontro do analisado no perfil de dureza da soldadura em estudo, onde se tinha verificado que a *ZTA* apresentava uma extensão bastante significativa.

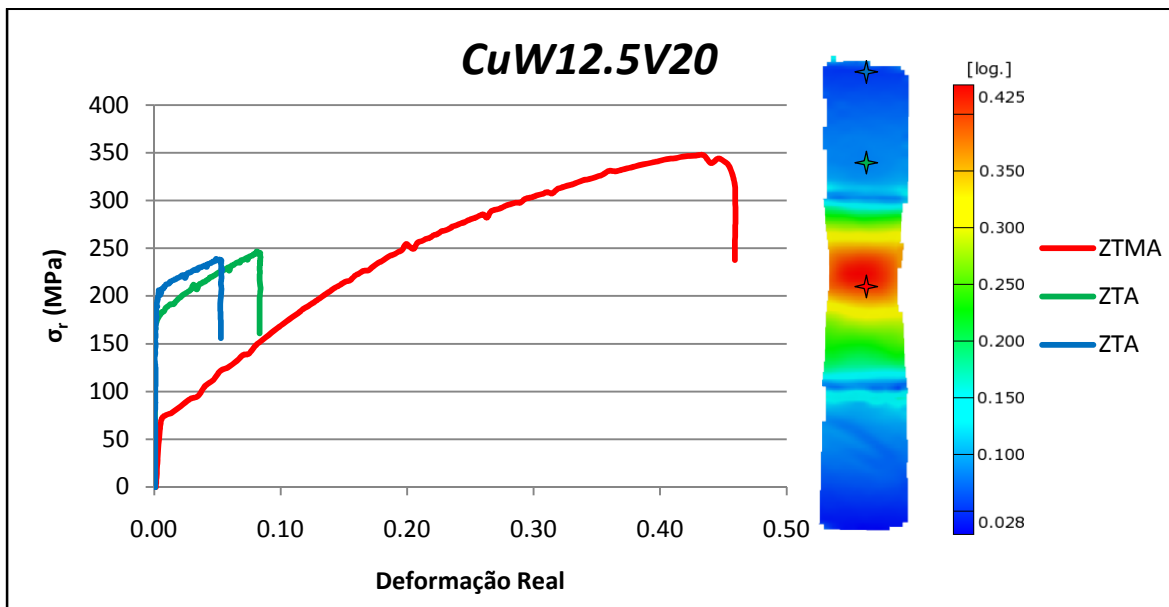


Figura 26. Curvas Tensão Real – Deformação Real da soldadura *CuW12.5V20*.

Na Figura 27 estão representadas as curvas reais de três zonas características da soldadura *CuW12.5V40*. Constate-se à semelhança das soldaduras analisadas até agora, que a zona mais deformada é a *ZTMA*, sendo por isso a zona menos resistente, e pela qual o provete rompeu. O provete desta soldadura rompeu do lado do recuo apesar de apresentar uma cavidade interior no lado do avanço, o que sugere que o defeito não influenciou a menor ou maior resistência desta soldadura à tracção. Ao comparar as curvas desta soldadura com a soldadura *CuW12.5V20*, constata-se que esta última tem uma tensão limite de elasticidade inferior, sendo portanto menos resistente. Com efeito, este resultado

vem ao encontro do que tinha sido analisado na comparação dos perfis de dureza destas duas soldaduras.

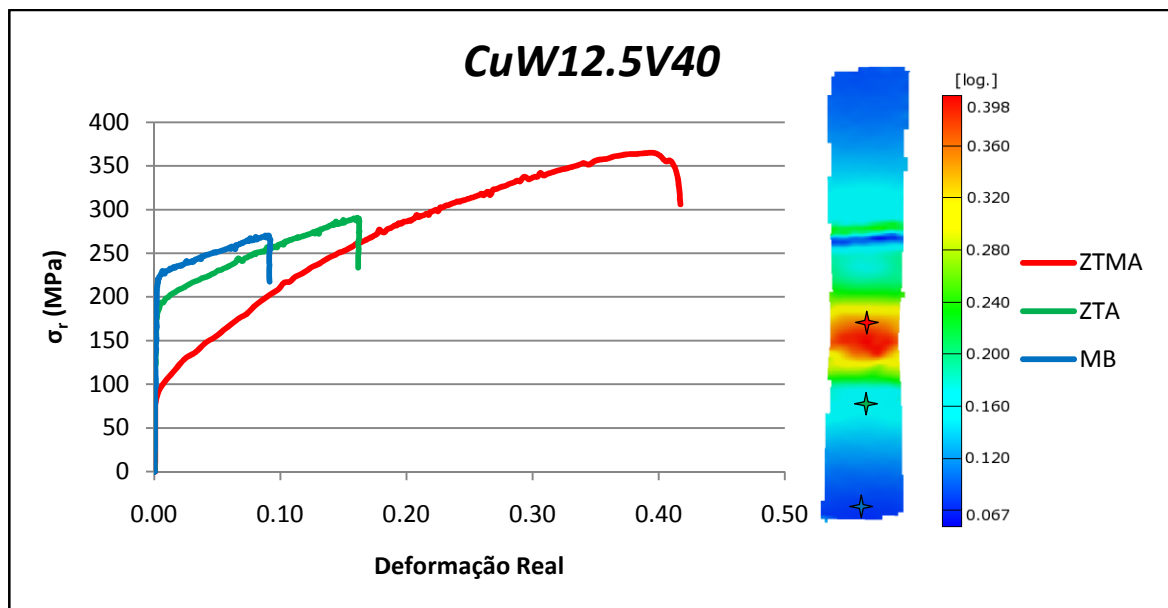


Figura 27. Curvas Tensão Real – Deformação Real da soldadura *CuW12.5V40*.

No Quadro 7 estão representados os valores de dureza mínima medida na *ZTMA* e os valores da tensão limite de elasticidade, recolhidos das curvas convencionais para cada uma das soldaduras. Na Figura 28 está representado um gráfico de análise da tensão limite de elasticidade em função da dureza mínima.

Quadro 7. Durezas mínimas na *ZTMA* e correspondente tensão limite de elasticidade para cada soldadura.

Soldadura	Dureza Mínima na <i>ZTMA</i> (HV_{0.2})	Tensão Limite de Elasticidade (MPa)
<i>CuW7.5V20</i>	69.1	159
<i>CuW10V10</i>	63.8	117
<i>CuW10V20</i>	70.0	132
<i>CuW12.5V20</i>	62.1	112
<i>CuW12.5V40</i>	68.6	139

A análise da Figura 28 permite verificar que o aumento da dureza na *ZTMA* está directamente relacionado com o aumento da tensão limite de elasticidade verificado nas soldaduras estudadas, podendo também observar-se que o aumento é mais acentuado nas soldaduras realizadas com a velocidade de rotação superior.

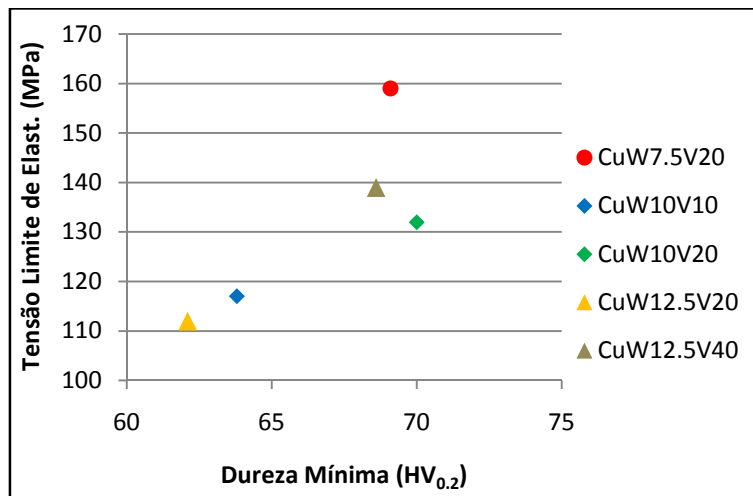


Figura 28. Evolução da tensão limite de elasticidade em função da dureza mínima na *ZTMA*.

De modo a analisar a soldadura como um todo, pretendeu-se fazer a análise da eficiência de soldadura, recorrendo para isso à análise das curvas de tensão convencional. No Quadro 8 estão representados os parâmetros mais relevantes para esta análise e no Anexo B estão representadas as curvas de tensão - deformação convencional de todos os provetes sujeitos a tracção. A eficiência de soldadura ($\eta_{sold.}$) é dada pela seguinte expressão (9):

$$\eta_{sold.} = \frac{\sigma_{máxsold.}}{\sigma_{máxMB}} \cdot 100, \quad (9)$$

em que $\sigma_{máxsold.}$ é a tensão máxima convencional do provete soldado ensaiado e $\sigma_{máxMB}$ é a tensão máxima convencional do Cobre DHP ensaiado.

A análise do Quadro 8 permite concluir que a eficiência das soldaduras ensaiadas é bastante satisfatória, com resultados acima dos 90%. Verificou-se também que as soldaduras com maior calor adicionado são aquelas que apresentam eficiência inferior, fruto do amaciamento que material sofre na zona da soldadura e que faz com que a resistência seja inferior. Todavia, as soldaduras com a melhor eficiência são aquelas que

apresentam defeitos internos, o que significa que os defeitos presentes não influenciaram o mecanismo de rotura do provete.

Quadro 8. Análise da eficiência das soldaduras realizadas com valores de tensão convencional.

	Designação do Provete	$\sigma_{Elást}$ (MPa)	$\sigma_{Máx}$ (MPa)	ϵ (mm/mm)	η_{sold} (%)	Def.
<i>CuMB</i>	-	235	253	0.25	-	-
<i>CuW7.5V20</i>	CuW7.5V20_T1	153	248	0.22	98.02	Sim
	CuW7.5V20_T2	165	251	0.24	99.20	Sim
<i>CuW10V10</i>	CuW10V10_T1	113	229	0.16	90.51	Não
	CuW10V10_T2	120	233	0.18	92.09	Não
<i>CuW10V20</i>	CuW10V20_T1	127	237	0.16	93.68	Não
	CuW10V20_T2	136	237	0.15	93.68	Não
<i>CuW12.5V20</i>	CuW12.5V20_T1	111	229	0.14	90.51	Não
	CuW12.5V20_T2	113	229	0.14	90.51	Não
<i>CuW12.5V40</i>	CuW12.5V40_T1	139	240	0.16	94.86	Sim
	CuW12.5V40_T2	138	243	0.17	96.08	Sim

$\sigma_{Elást}$ – tensão limite de elasticidade; $\sigma_{Máx}$ – tensão máxima; ϵ – deformação; η_{sold} – eficiência de soldadura; Def. – Defeitos.

5.4. Análise dos Binários

A análise dos binários tem como objectivo estudar os esforços envolvidos no processo e perceber de que modo a velocidade de rotação e de avanço influenciam a evolução do binário. O binário dá ideia do esforço necessário para produzir a deformação plástica na *ZTMA*, e conseqüentemente, da quantidade de calor adicionada no processo. De facto, se é adicionado mais calor no processo o material deforma mais facilmente, requerendo menor binário para soldar. O binário foi fornecido como dado de saída do

equipamento de soldadura. Na Figura 29 está representada, a título de exemplo, a evolução do binário para a soldadura *CuW12.5V40*, onde se consegue observar que existe uma zona onde o processo estabiliza, sendo nessa zona que se recolheram os dados do binário de modo a calcular uma média para cada soldadura. No Anexo C estão representadas as curvas da evolução do binário das restantes soldaduras. No Quadro 9 estão representados os valores de binário médio obtido no processo estabilizado.

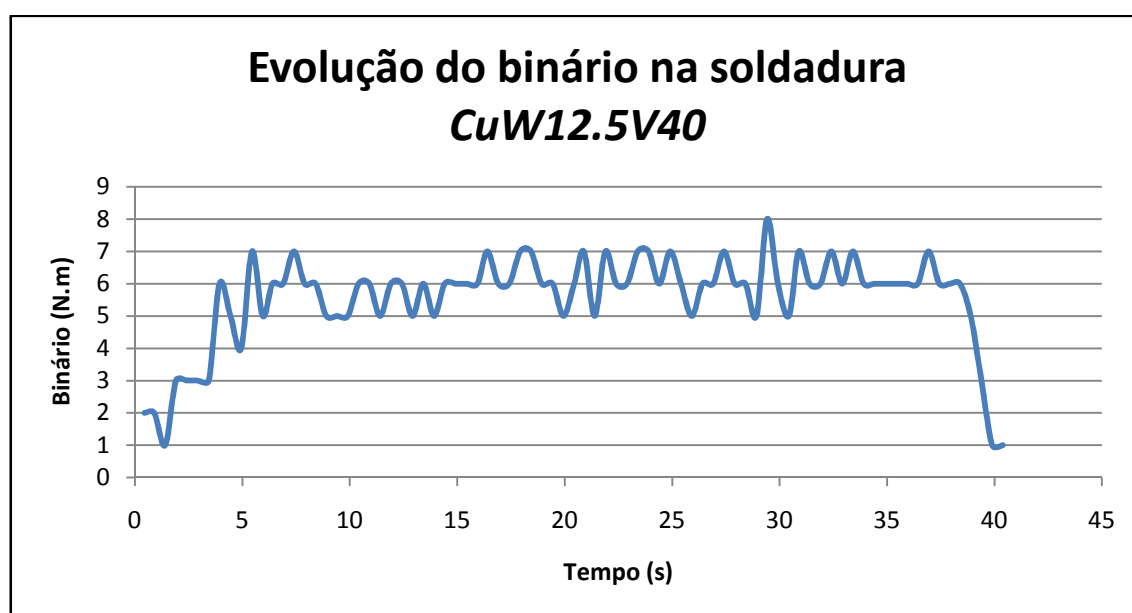


Figura 29. Evolução do binário para a soldadura *CuW12.5V40* ao longo do tempo de soldadura.

Quadro 9. Binário médio obtido para cada soldadura.

Soldadura	Velocidade de rotação (rpm)	Binário Médio Estabilizado (N.m)
<i>CuW7.5V20</i>	750	7.0
<i>CuW10V10</i>	1000	6.3
<i>CuW10V20</i>	1000	6.2
<i>CuW10V40</i>	1000	6.7
<i>CuW12.5V20</i>	1250	5.7
<i>CuW12.5V40</i>	1250	6.0

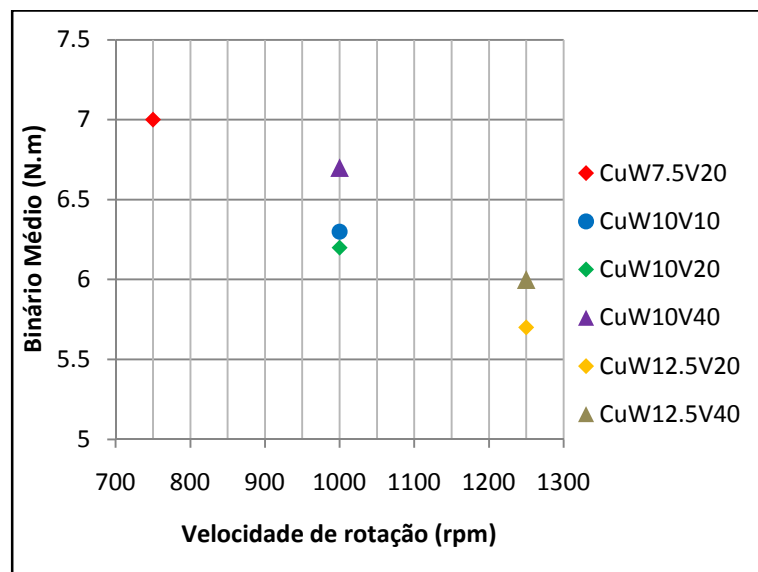


Figura 30. Evolução do binário em função da velocidade de rotação.

A observação da figura anterior confirma que o aumento da velocidade de rotação e diminuição da velocidade de avanço aumenta o calor adicionado no processo, visto que se verifica que o binário necessário diminui.

6. CONCLUSÕES

O desenvolvimento do presente estudo, destinado à caracterização de soldaduras de ligas de Cobre DHP obtidas pelo processo de Soldadura por Fricção Linear, permitiu extrair as conclusões que se seguem.

Constatou-se que as soldaduras realizadas com maior relação velocidade de rotação/velocidade de avanço apresentaram uma qualidade superficial bastante aceitável. Não se observou a presença significativa de rebarba e também se verificou que a redução de espessura na zona de soldadura não foi significativa.

Observou-se que as soldaduras realizadas com menor calor adicionado apresentaram cavidades internas e/ou superficiais, e que todas as soldaduras apresentaram falta de penetração. Observou-se igualmente que o tamanho de grão na zona do *Nugget* aumenta com a relação velocidade de rotação/velocidade de avanço.

Verificou-se que todos os ensaios de soldadura, sem exceção, apresentaram na *ZTMA* de soldadura valores de dureza inferiores aos do material de base. Este fenómeno deve-se à restauração e recristalização do grão que ocorre na região do *Nugget* devido ao efeito das altas temperaturas geradas no processo, sendo eliminadas muitas deslocações, o que implica que o grão recristalizado apresenta uma baixa densidade de deslocações. Este facto associado ao material de base se encontrar num estado meio duro são os motivos para a dureza na região do *Nugget* ser inferior à do material de base. Constatou-se também que o amaciamento na zona de soldadura aumenta com a relação velocidade de rotação/velocidade de avanço.

A presença de defeitos internos não levou à rotura prematura dos provetes de tracção, verificando-se que todos eles romperam na zona mais macia, ou seja na *ZTMA*. Verificou-se que as soldaduras são tanto mais resistentes, quanto maior for a sua dureza na zona de soldadura, o que mais uma vez é exemplo da relevância do calor adicionado ao processo.

O binário requerido na operação de soldadura diminui à medida que a relação velocidade de rotação/velocidade de avanço aumenta, o que sugere que o calor adicionado aumenta com esta relação.

6.1. Sugestões de Trabalhos Futuros

Como se tem vindo a mencionar, o desenvolvimento da investigação nesta área ainda é relativamente recente, pelo que se considera que o estudo desenvolvido pode constituir um importante contributo para a caracterização de soldaduras em chapa de Cobre DHP por Fricção Linear.

Para a continuação da investigação é necessário alargar a janela de parâmetros estudados neste trabalho, nomeadamente a aplicação de novas combinações de velocidade de avanço e rotação. Considerar o aumento da força axial, em alguns dos ensaios já estudados, de forma a procurar a eliminação dos defeitos registados e também procurar modificar a geometria da ferramenta, no caso vertente, a dimensão da base e do pino, são também aspectos importantes a analisar no futuro.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Booth, G. S., Jones, R. L. e Threadgill, P. L. (2006), “Recent Developments in Welding Technology”, 16th International Offshore and Polar Engineering Conference, San Francisco, California, USA, May 28 – June 2 2006.
- Boz, M. e Kurt, A. (2004), “The Influence of stirrer geometry on bonding and mechanical properties in friction stir welding process”, *Materials and Design*, 25, 343-347.
- Buffa, G., Hua, J., Shivpuri, R. e Fratini, L. (2006), “Design of the friction stir welding tool using the continuum based FEM model”, *Materials Science and Engineering A*, 419, 381-388.
- Davis, J. R. (2001), “ASM Specialty Handbook - Copper and Copper Alloys”, ASM International, Ohio.
- Fratini, L., Buffa, G., Palmeri, D., Hua, J. e 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, No 4, 412-421.
- Fuller, C. B. (2007), “Friction Stir Tooling: Tool Materials and Designs”, In: R. S. Mishra e M.W. Mahooney, (eds), *Friction Stir Welding and Processing*, 7-35, ASM International, Ohio.
- Guerra, M., Schmidt, C., McClure, J. C., Murr, L., E. e Nunes, A., C., (2003), “Flow patterns during friction stir welding”, *Materials Characterization*, 49, 95-101.
- Khaled, T. (2005), “An Outsider Looks at Friction Stir Welding”, Federal Aviation Administration.
- Krishnan, K., N. (2002), “On the formation of onion rings in friction stir welds”, *Materials Science and Engineering A*, 237, 246-251.
- Kumar, K. e Kailas, S. V. (2008a), “The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation”, *Materials Science and Engineering A*, 485, 367-374.
- Kumar, K., Kailas, S. V. e Srivatsan, T. S. (2008b), “Influence of Tool Geometry in Friction Stir Welding”, *Materials and Manufacturing Processes*, 23, 188-194.
- Leal, R. e Loureiro, A. (2004), “Defects Formation in Friction Stir Welding of Aluminium Alloys”, *Materials Science Forum*, 455-456, 239-302.
- Lee, Won-Bae e Jung, Seung-Boo (2004), “The joint properties of copper by friction stir welding”, *Materials Letters*, 58, 1041-1046.
- Mishra, R. S. e Ma, Z. Y. (2005), “Friction Stir Welding and Processing”, *Materials Science and Engineering*, R 50, 1-78.

- Muthukumar, S. e Mukherjee, S. K. (2007), “Multi-layered metal flow and formation of onion rings in friction stir welds”, *Int J Adv Manuf Technol*, DOI 10.1007/s00170-007-1071-3.
- Nandan, R., DebRoy, T. e Bhadeshia, H. K. D. H. (2008), “Recent Advances in Friction Stir Welding – Process, Weldment, Structure and Properties”, *Progress in Materials Science*, 53, 980-1023.
- NASA (2008), “NASA Design Strengthens Welds”, Spinoff 2008, 154-155, Acedido em 15 de Abril de 2010, em: <http://www.sti.nasa.gov/tto/Spinoff2008/pdf/spinoff2008.pdf>.
- NASA (2009), “Innovative Tools Advance Revolutionary Weld Techique”, Spinoff 2009, 134-135, Acedido em 15 de Abril de 2010, em: <http://www.sti.nasa.gov/tto/Spinoff2009/pdf/spinoff2009.pdf>.
- Norma ASTM E 112 – 96 (1996), “Standard Test Methods for Determining Average Grain Size”, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol 03.01.
- Norma ASTM E 8M – 04 (2004), “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]”, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol 03.01.
- Norma ASTM E 92 – 82 (2003), “Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials”, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol 03.01.
- Norma ISO 5173:2000(E) (2000), “Destructive tests on welds in metallic materials – Bend tests”.
- Nova-Tech Engineering (sd), “FSW Tool Types”, Acedido em 15 de Abril de 2010, em http://www.ntefsw.com/fsw_tool_types.htm.
- Rodrigues, D., Loureiro, A. e Leal, R. (sd), “Soldadura por Fricção Linear”, Acedido em 5 de Março de 2010, em: http://www2.dem.uc.pt/dulce.rodrigues/ref_web/rn_1.pdf.
- Sakthivel, T. e Mukhopadhyay, J. (2007), “Microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper”, *J Mater Sci*, 42, 8126-8129.
- Sato, Y. S. e Kokawa, H. (2003), “Friction stir welding (FSW) process”, *Welding International*, 17, No. 11, 852-855.
- Schmidt, H., Hattel, J., e Wert, J. (2004), “An analytical model for the heat generation in friction stir welding”, *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, 12, 143-157.
- Scialpi, A., De Giorgi, M., De Filippis, L. A. C., Nobile, R., e Panella, F. W. (2008), “Mechanical analysis of ultra-thin friction stir welding joined sheets with dissimilar and similar materials”, *Materials and Design*, 29, 928-936.
- Shen, J. J., Liu, H. J., e Cui, F. (2010), “Effect of elding speed on microstrcture and mechanical properties of friction stir welded copper”, *Materials and Design*, 31, 3937-3942.
- Smith, William F. (1998), “Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais”, 3ª Ed., McGraw-Hill, Amadora.

- Sun, Y. F., e Fujii, H. (2010), “Investigation of the welding parameter dependent microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper”, *Materials Science and Engineering A*, doi:10.1016/j.msea,2010.07.030.
- Thomas, W. M., Johnson, K. I. e Wiesner, C. S. (2003), “Friction Stir Welding – Recent Developments in Tool and Process Technologies”, *Advanced Engineering Materials*, 5, No. 7, 485-490.
- Thomas, W., Nicholas, D., Staines, D., Tubby, P. J., e Gittos, M. F. (2004), “Process Variants and Mechanical Properties”, *IIW Meeting on FSW*, Nagoya, Japan, 9th July 2004.
- TWI (sd1), “Friction Stir Welding – Applications”, Acedido em 3 de Março de 2010, em: <http://www.twi.co.uk/content/fswapp.html>.
- TWI (sd2), “Friction Stir Welding – Joint Geometries”, Acedido em 3 de Março de 2010, em: <http://www.twi.co.uk/content/fswjoint.html>.
- TWI (sd3), “Friction Stir Welding – Materials and Ticknesses”, Acedido em 3 de Março de 2010, em: <http://www.twi.co.uk/content/fswmat.html>.
- TWI (sd4), “Friction Stir Welding – Process Advantages”, Acedido em 3 de Março de 2010, em: <http://www.twi.co.uk/content/fswproc.html>.
- TWI (sd5), “Friction Stir Welding at TWI”, Acedido em 3 de Março de 2010, em: <http://www.twi.co.uk/content/fswintro.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.
- Xie, G. M., Ma, Z. Y. e Geng, L. (2007), “Development of a fine-grained microstructure and the properties of a nugget zone in friction stir welded pure copper”, *Scripta Materialia*, 57, 73-76.

8. ANEXO A

A fim de se calcular os dados referentes à largura e espessura médias dos provetes, efectuaram-se medições locais em cada um dos provetes antes do ensaio. Os pontos em que se realizaram as medições podem ser observados na Figura 31. Também foi calculada a área da secção em cada um dos pontos assinalados, a fim de se obterem as curvas de Tensão Real – Deformação. No Quadro 10 podem ser consultados esses dados.

Quadro 10. Dados recolhidos dos provetes (l – largura, e – espessura, a – área).

	Designação do Provette	l ₁ (mm)	l ₂ (mm)	l ₃ (mm)	l _{média} (mm)	e ₁ (mm)	e ₂ (mm)	e ₃ (mm)	e _{média} (mm)	a ₁ (mm ²)	a ₂ (mm ²)	a ₃ (mm ²)	a _{média} (mm ²)
CuMB	CuMB_T1	9.85	9.87	9.87	9.86	2.99	2.98	2.98	2.98	29.45	29.41	29.41	29.43
	CuMB_T2	9.83	9.84	9.80	9.82	2.97	2.97	2.97	2.97	29.20	29.22	29.11	29.18
CuW7.5V20	CuW7.5V20_T1	10.12	10.07	10.00	10.06	2.96	2.94	2.97	2.96	29.96	29.61	29.70	29.75
	CuW7.5V20_T2	9.83	9.88	9.93	9.88	2.95	2.93	2.96	2.95	29.00	28.95	29.39	29.11
CuW10V10	CuW10V10_T1	10.08	10.04	9.99	10.04	2.99	2.94	2.96	2.96	30.14	29.52	29.57	29.74
	CuW10V10_T2	10.05	10.12	10.16	10.11	3.00	2.94	2.97	2.97	30.15	29.75	30.18	30.03
CuW10V20	CuW10V20_T1	9.96	10.01	10.07	10.01	2.92	2.87	2.94	2.91	29.08	28.73	29.61	29.14
	CuW10V20_T2	10.05	10.00	9.94	10.00	2.95	2.90	2.94	2.93	29.65	29.00	29.22	29.29
CuW12.5V20	CuW12.5V20_T1	10.11	10.07	10.02	10.07	2.98	2.87	2.98	2.94	30.13	28.90	29.86	29.63
	CuW12.5V20_T2	10.05	10.01	9.85	9.97	2.98	2.88	2.97	2.94	29.95	28.83	29.25	29.34
CuW12.5V40	CuW12.5V40_T1	9.96	9.86	9.74	9.85	2.97	2.95	2.98	2.97	29.58	29.09	29.03	29.23
	CuW12.5V40_T2	10.04	10.10	10.16	10.10	2.96	2.94	2.97	2.96	29.72	29.69	30.18	29.86

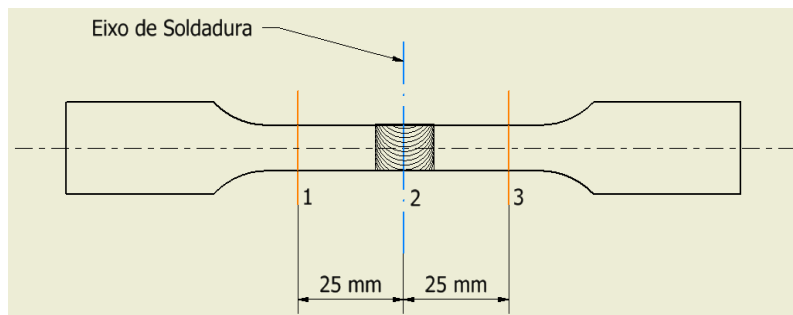


Figura 31. Localização dos pontos para a recolha de dados relativos aos ensaios de tracção.

9. ANEXO B

Para a análise da eficiência de soldadura recorreu-se às curvas de Tensão – Deformação convencionais ilustradas nas Figuras 32 a 37.

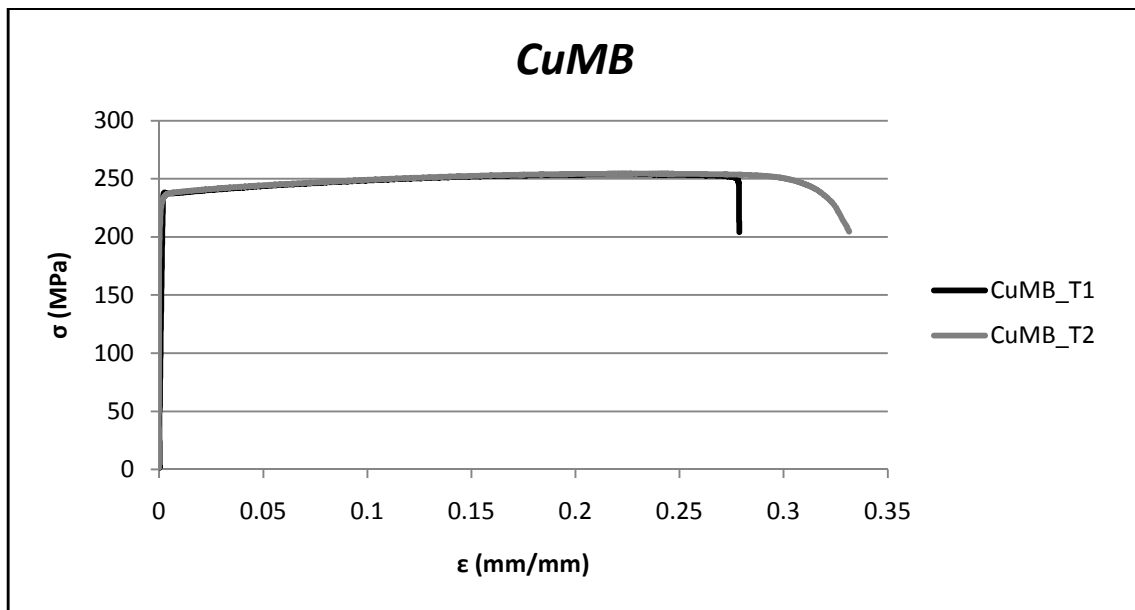


Figura 32. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes de Cobre DHP, *CuMB*.

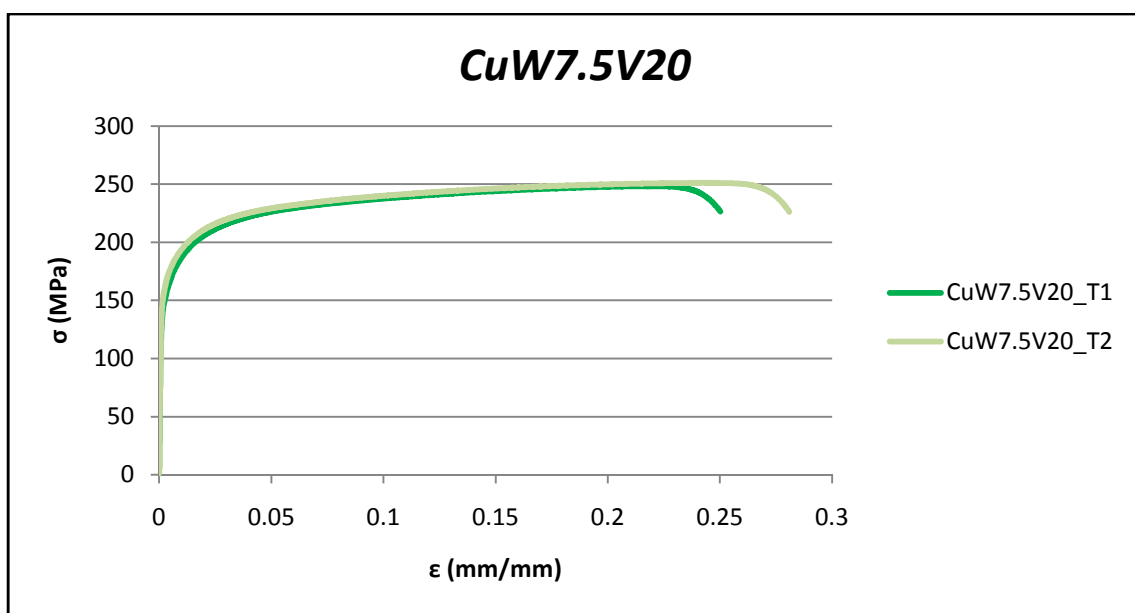


Figura 33. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes da soldadura *CuW7.5V20*.

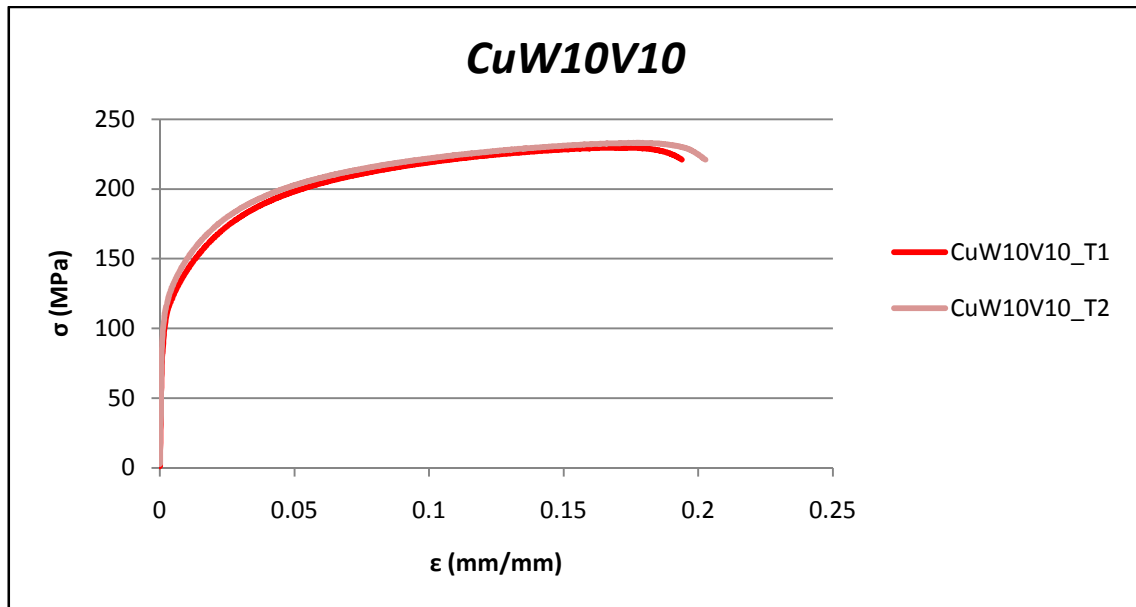


Figura 34. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes da soldadura *CuW10V10*.

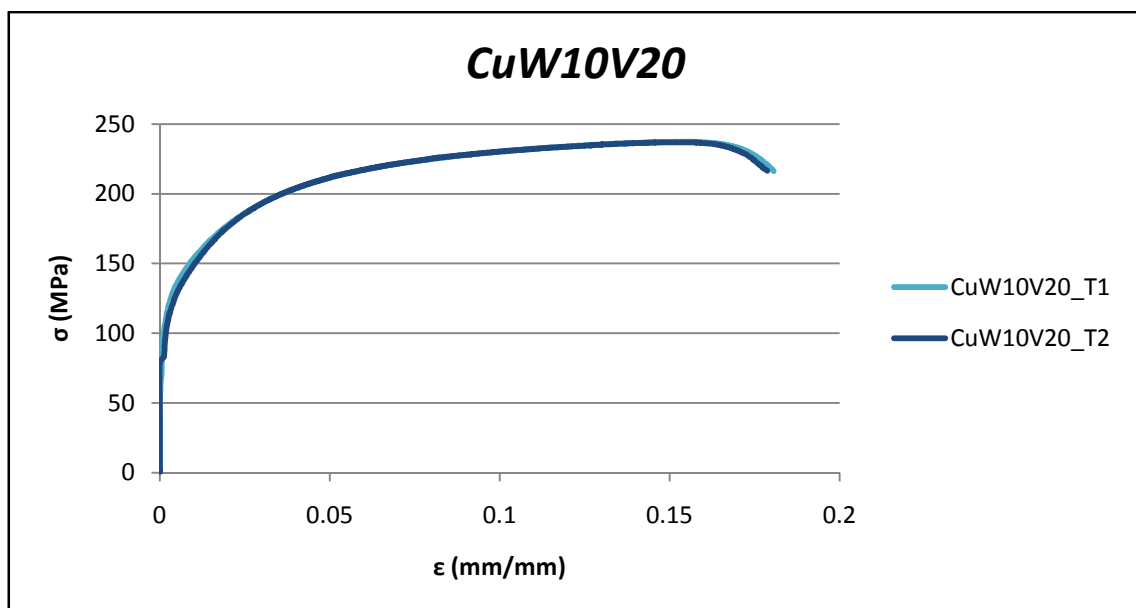


Figura 35. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes da soldadura *CuW10V20*

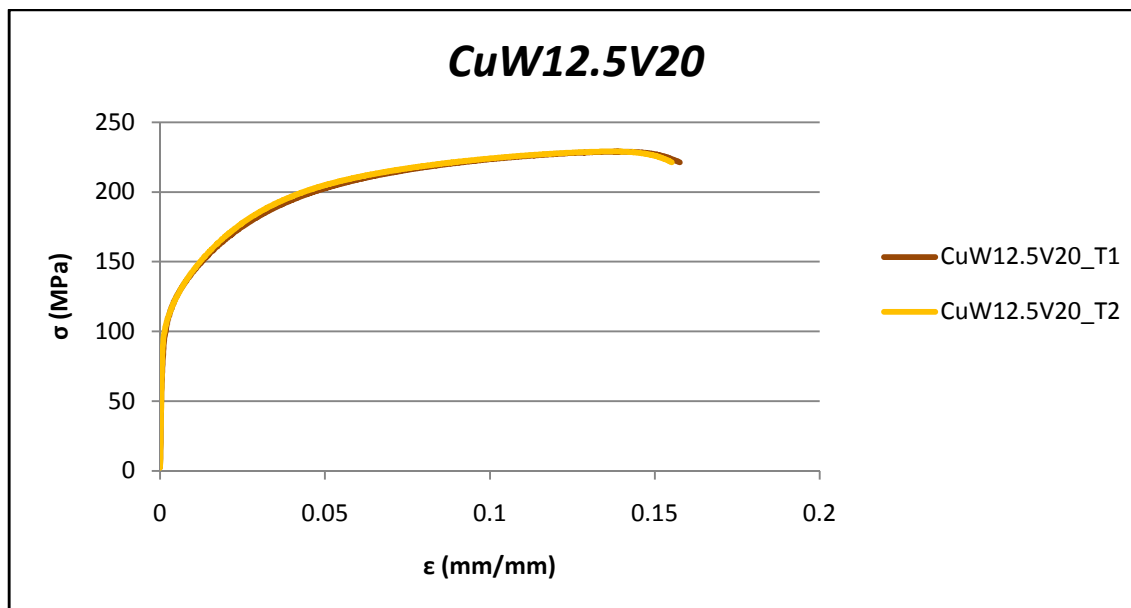


Figura 36. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes da soldadura *CuW12.5V20*.

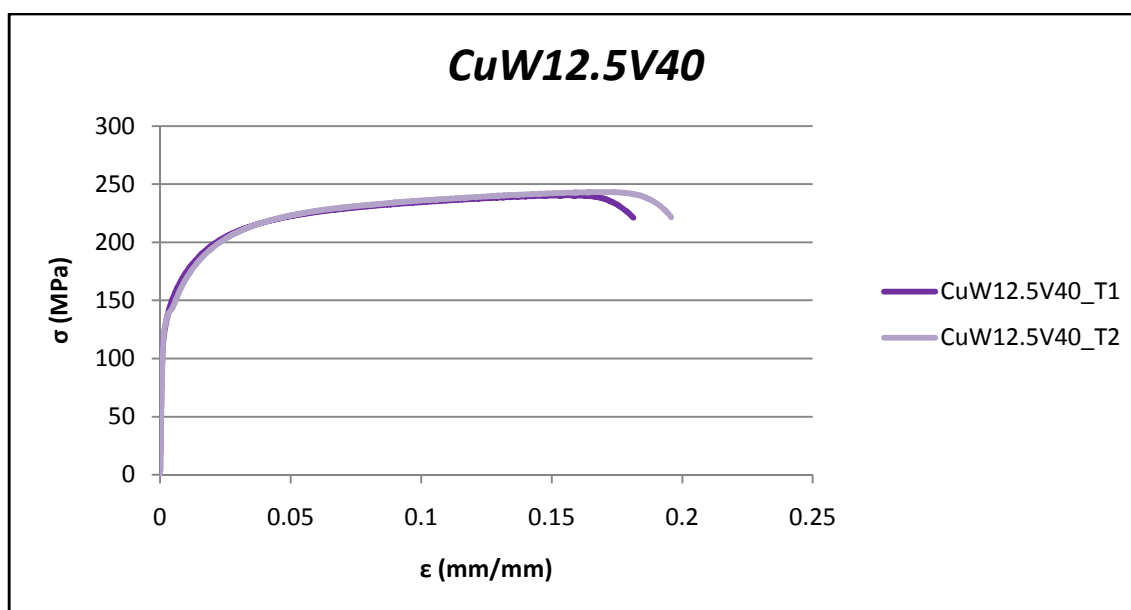


Figura 37. Curvas Tensão – Deformação convencional dos provetes da soldadura *CuW12.5V40*.

10. ANEXO C

Apresentam-se neste anexo as curvas da evolução do binário para as restantes soldaduras.

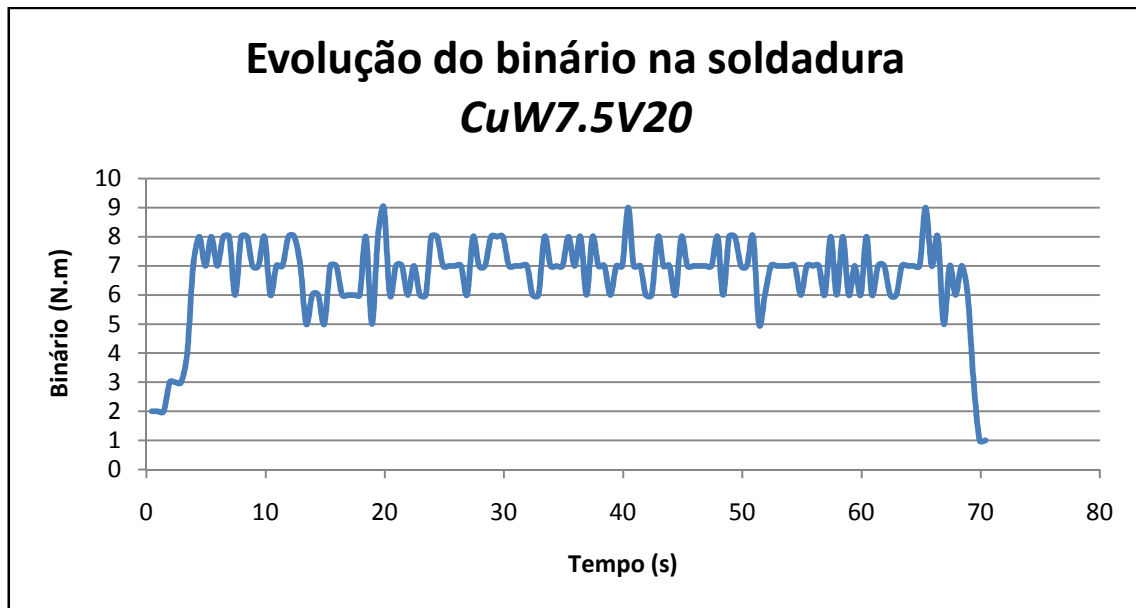


Figura 38. Evolução do binário para a soldadura *CuW7.5V20* ao longo do tempo de soldadura.

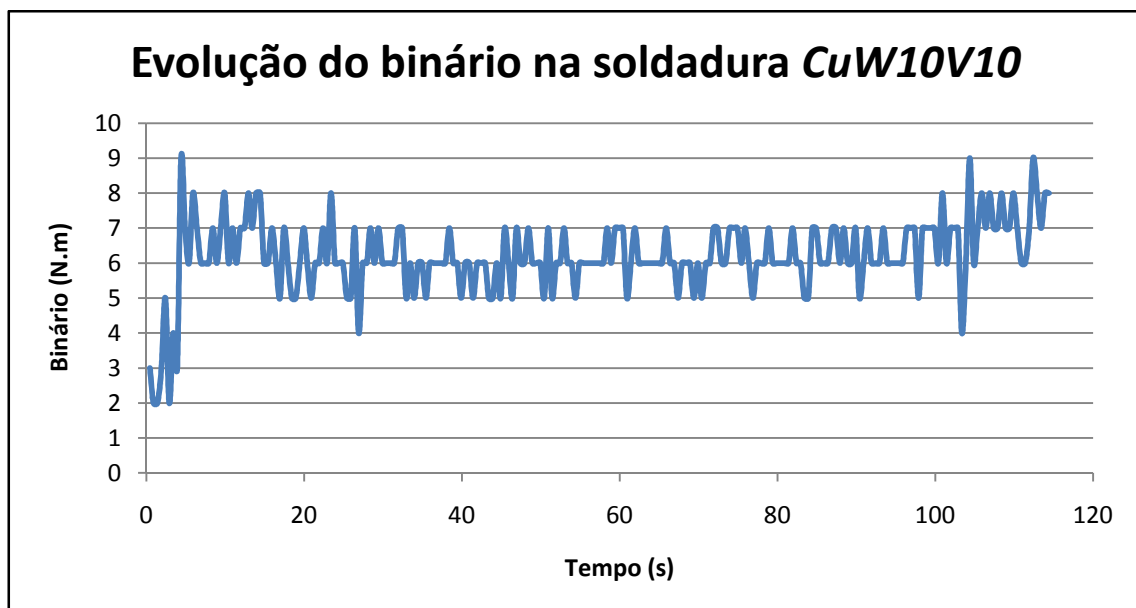


Figura 39. Evolução do binário para a soldadura *CuW10V10* ao longo do tempo de soldadura.

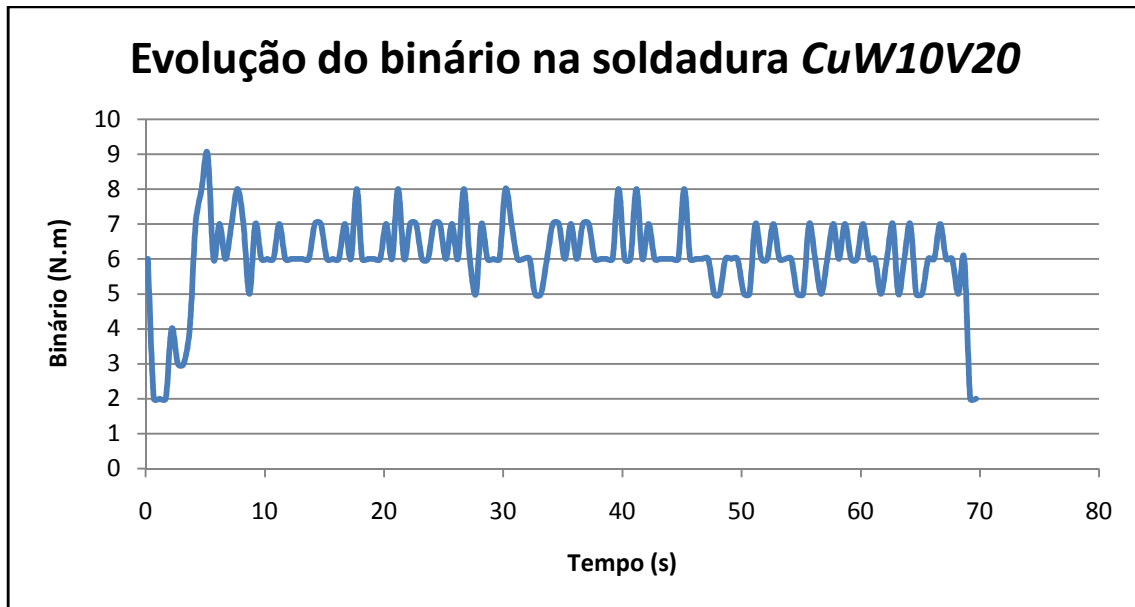


Figura 40. Evolução do binário para a soldadura *CuW10V20* ao longo do tempo de soldadura.

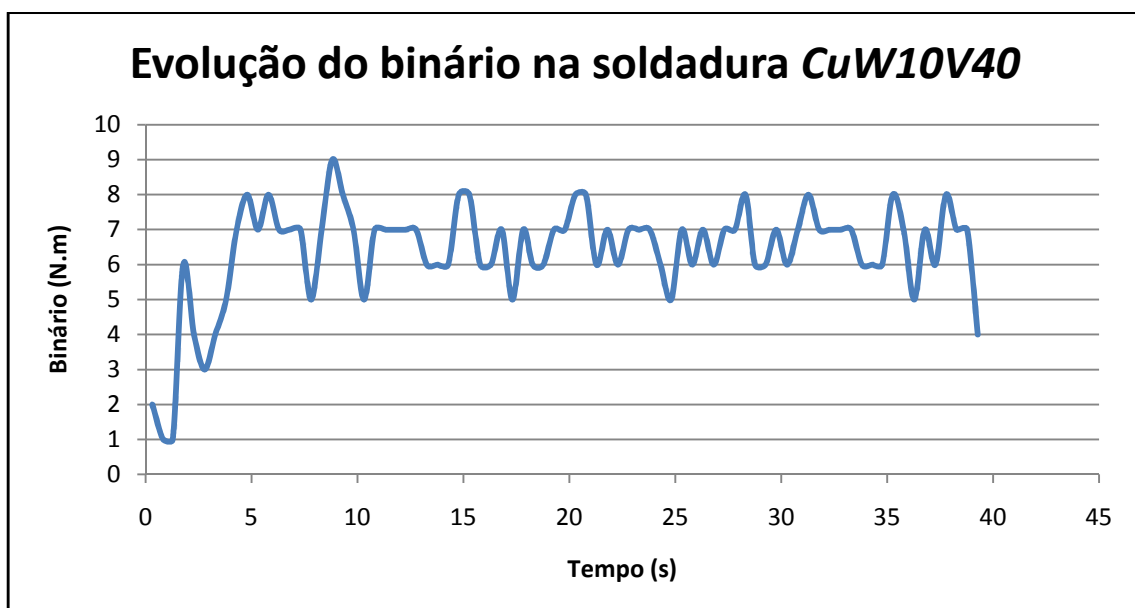


Figura 41. Evolução do binário para a soldadura *CuW10V40* ao longo do tempo de soldadura.

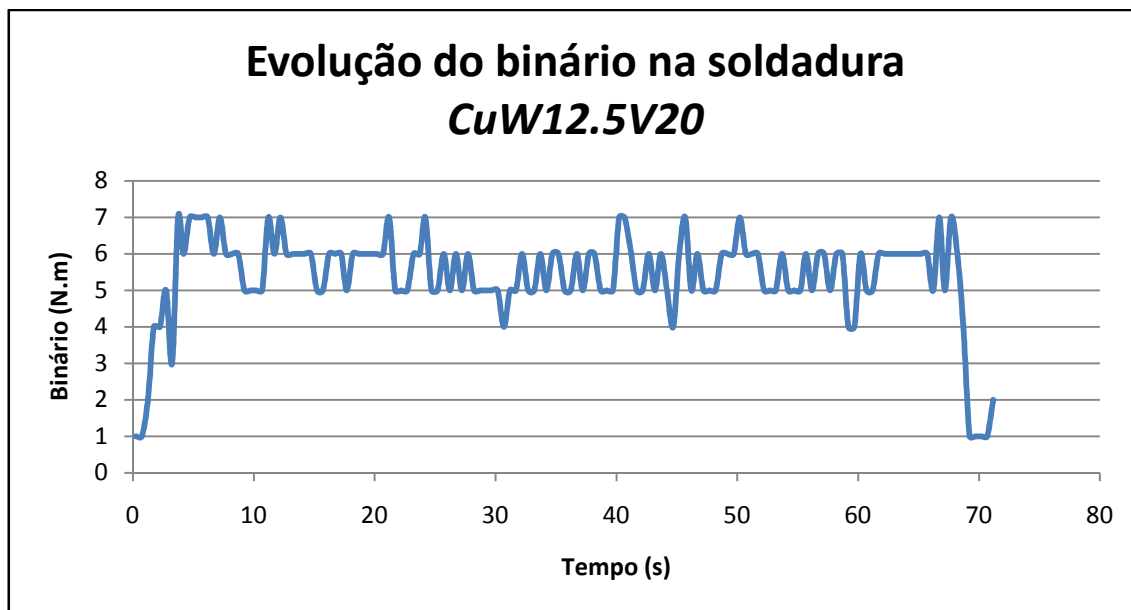


Figura 42. Evolução do binário para a soldadura *CuW12.5V20* ao longo do tempo de soldadura.