

• U • C •

FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS  
E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA



## **Efeito do Arrefecimento Induzido em Processamento por Fricção Linear**

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia  
Mecânica na Especialidade de Energia e Ambiente

**Autor**

**Paulo Sérgio Marques de Sousa**

**Orientador**

**Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro**

**Júri**

**Presidente** Professor Doutora Marta Cristina Cardoso de Oliveira  
Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra

**Vogais** Professora Doutora Maria Teresa Freire Vieira  
Professora Catedrática da Universidade de Coimbra

Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro  
Professor Associado com Agregação da Universidade de Coimbra

**Coimbra, Julho de 2012**

A preguiça caminha tão vagorosamente, que a pobreza a alcança com rapidez.

Benjamin Franklin

Aos meus pais.

## Agradecimentos

Concluída a realização deste estudo, quero transmitir o meu profundo agradecimento a todos os que, directa ou indirectamente, contribuíram para que tal fosse possível.

Ao Professor Doutor Altino Loureiro, pela disponibilidade, orientação e apoio prestado durante toda a realização deste estudo.

A todos os elementos do Grupo de Tecnologia do Departamento de Engenharia Mecânica, salientando a ajuda incondicional dos Engenheiros Carlos Leitão, Ivan Galvão, Filipe Fernandes e a colaboração da Doutora Nataliya Sakharova.

Aos meus pais, Arlindo e Lídia Sousa, a quem tudo devo, o meu sincero obrigado e reconhecimento por tudo aquilo que hoje sou.

Aos meus irmãos Zé e Luís, sobretudo pelo facto de não se limitarem a ser irmãos mas sim, verdadeiros amigos.

A todos os meus amigos e colegas nesta caminhada académica, pelo apoio e vivência partilhada ao longo destes anos, em particular, ao companheiro de luta Tiago.

*A todos,  
O meu muito obrigado.*

## Resumo

O Processamento por Fricção Linear (PFL) é actualmente uma aplicação genérica para alteração microestrutural, baseada nos princípios da Soldadura por Fricção Linear. O refinamento do grão obtido por este processo na zona processada depende da quantidade de calor fornecida ao processo, bem como a extensão do ciclo térmico a que o mesmo material fica sujeito após o processamento.

Este trabalho teve por objectivo verificar o efeito do arrefecimento induzido por um jacto de azoto líquido no Processamento por Fricção Linear, com ferramenta de base cónica, de chapas de Cobre com 3 mm de espessura. Observou-se que com a aplicação do arrefecimento, após o processamento, é possível limitar o crescimento dos grãos recristalizados na zona processada. Contudo, este efeito só é visível para o processamento realizado com a maior relação entre a velocidade de rotação e de avanço da ferramenta. Significa isto que, este meio de arrefecimento não é adequado para o fim em vista. Observou-se por outro lado que a utilização de uma ferramenta de base estriada não só previne a formação de defeitos internos nas soldaduras, como proporciona maior dureza na zona processada.

**Palavras-chave:** Processamento por Fricção Linear, Cobre, Arrefecimento Induzido, Azoto Líquido, Tamanho de Grão.

## Abstract

The Friction Stir Processing (FSP) is currently a generic application to microstructural changes, based on the principles of Friction Stir Welding. The refinement of the grain in the processed area depends largely on the amount of the heat supplied to the process, and the extent of the thermal cycle at which the material is subject after processing.

The aim of this work was verify the effect of the cooling induced by a stream of liquid nitrogen on Friction Stir Processing, with conical base tool, of Copper plates with 3 mm thick. It was observed that with the application of cooling, after processing, it is possible to limit the recrystallized grain growth in the processed area. However, this effect is only visible to the processing carried out with highest ratio between the rotation and advancement speed of the tool. This means that this cooling method is not suitable for the purpose. Moreover it was been observed that the use of a scrolled base tool not only prevents the formation of internal defects in the weld, as providing higher hardness in the area processed.

**Keywords** Friction Stir Processing, Copper, Cooling Induced, Liquid Nitrogen, Grain Size.

## Índice

Índice de Figuras .....	vi
Índice de Tabelas .....	ix
1. INTRODUÇÃO .....	1
2. Estado da Arte .....	3
2.1. Desenvolvimento da Tecnologia .....	3
2.2. Parâmetros do Processo .....	4
2.3. Evolução Microestrutural .....	8
2.4. PFL aplicado a ligas de Cobre .....	12
3. Materiais e Equipamentos .....	15
3.1. Materiais .....	15
3.1.1. Materiais Base .....	15
3.1.2. Arrefecimento Induzido .....	16
3.2. Equipamentos .....	17
3.2.1. Processamento por Fricção Linear .....	17
3.2.2. Análise Microestrutural .....	17
3.2.3. Avaliação de Dureza .....	18
3.2.4. Sistema de Arrefecimento .....	19
4. Procedimento Experimental .....	20
4.1. Condições de Processamento .....	20
4.1.1. Ferramentas .....	20
4.1.2. Parâmetros de Processamento .....	20
4.2. Extracção de Provetes .....	22
4.3. Análise Microestrutural .....	22
4.4. Avaliação de Dureza .....	23
4.5. Arrefecimento Induzido .....	24
5. Resultados e Discussão .....	25
5.1. Análise Morfológica .....	25
5.1.1. Caracterização Visual das Superfícies .....	25
5.1.2. Análise Macrográfica .....	30
5.2. Análise Estrutural .....	34
5.2.1. Processamento sem Arrefecimento Induzido .....	34
5.2.2. Processamento com Arrefecimento Induzido .....	40
5.2.3. Processamento com Ferramenta de Base Estriada .....	44
5.3. Avaliação de Dureza .....	46
5.3.1. Processamento sem Arrefecimento Induzido .....	46
5.3.2. Processamento com Arrefecimento Induzido .....	49
5.3.3. Processamento com Ferramenta de Base Estriada .....	51
5.4. Comparação entre Processos .....	52
6. Conclusões .....	58

---

6.1. Sugestões de Trabalhos Futuros .....	59
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	60

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1. Microestrutura do Metal Base Cobre DHP (500x). .....	15
Figura 3.2. Microestrutura do Metal Base Cobre DHP (500x), correspondente à chapa de 1 mm.....	16
Figura 3.3. Fresadora Universal Cincinnati Milacron 207 MK.....	17
Figura 3.4. Microscópio óptico ZEISS Axiotech 100HD com máquina fotográfica Canon Powershot G5 acoplada. ....	18
Figura 3.5. Microscópio Electrónico de Transmissão FEI TECNAI G <sup>2</sup> S-Twin. ....	18
Figura 3.6. Microdurómetro Struers Duramin – Microhardness Tester .....	19
Figura 3.7. Sistema de arrefecimento com azoto líquido. ....	19
Figura 4.1. Esquema das ferramentas utilizadas no presente estudo.....	20
Figura 4.2. Representação da extracção de provetes. ....	22
Figura 4.3. Representação da extracção de provetes para TEM.....	22
Figura 4.4. Representação esquemática do sistema de arrefecimento.....	24
Figura 4.5. Aplicação de azoto líquido sobre a zona processada. ....	24
Figura 5.1. Aspecto superficial das amostras processadas: (a) CW66V30SA; (b) CW60V44SA; (c) CW114V50SA; (d) CW150V44SA; (e) CW150V50SA. ....	26
Figura 5.2. Detalhe do aspecto superficial das amostras processadas: (a) CW66V30SA; (b) CW60V44SA; (c) CW114V50SA; (d) CW150V44SA; (e) CW150V50SA. ....	27
Figura 5.3. Aspecto superficial das amostras processadas: (a) CW38V42CA; (b) CW66V42CA; (c) CW114V42CA; (d) CW114V24CA.....	28
Figura 5.4. Detalhe do aspecto superficial das amostras processadas: (a) CW38V42CA; (b) CW66V42CA; (c) CW114V42CA; (d) CW114V24CA.....	29
Figura 5.5. Aspecto superficial das amostras processadas: (a) EW40V25SA; (b) EW40V16SA.....	29
Figura 5.6. Detalhe do aspecto superficial das amostras processadas: (a) EW40V25SA; (b) EW40V16SA.....	30
Figura 5.7. Aspecto das secções transversais das amostras sem arrefecimento: (a) CW66V30SA; (b) CW60V44SA; (c) CW114V50SA; (d) CW150V44SA; (e) CW150V50SA.....	31
Figura 5.8. Aspecto das secções transversais das amostras com arrefecimento induzido: (a) CW38V42CA (50X); (b) CW66V42CA (50X); (c) CW114V42CA (50X); (d) CW114V24CA (50X).....	33



Figura 5.9. Aspecto das secções transversais das amostras processadas com ferramenta de base estriada: (a) EW40V25CA (50X); (b) EW40V16CA (50X).....	33
Figura 5.10. Microestrutura do Nugget das amostras processadas sem arrefecimento: (a) CW66V30SA (500X); (b) CW60V44SA (500X); (c) CW114V50SA (500X); (d) CW150V44SA (500X); (e) CW150V50SA (500X). .....	35
Figura 5.11. Transição entre ZTA e Nugget (avanço): (a) CW66V30SA (200X); (b) CW60V44SA (100X); (c) CW114V50SA (100X). .....	36
Figura 5.12. Transição entre ZTA e Nugget (recuo): (a) CW66V30SA (200X); (b) CW150V44SA (50X). .....	37
Figura 5.13. Evolução do tamanho médio de grão com a relação ( $\omega/v$ ). .....	38
Figura 5.14. Microscopia electrónica de transmissão das amostras processadas: (a) CW66V30SA; (b) CW60V44SA; (c) CW114V50SA; (d) CW150V50SA; (e) CW150V50SA.....	40
Figura 5.15. Microestrutura do Nugget das amostras processadas com arrefecimento: (a) CW38V42CA (500X); (b) CW66V42CA (500X); (c) CW114V42CA (500X); (d) CW114V24CA (500X).....	41
Figura 5.16. Transição entre ZTA e Nugget (avanço): (a) CW38V42CA (200X); (b) CW66V42CA (100X); (c) CW114V42CA (50X); (d) CW114V24CA (50X). ....	42
Figura 5.17. Evolução do tamanho médio de grão com a relação ( $\omega/v$ ). .....	43
Figura 5.18. Microscopia electrónica de transmissão das amostras processadas: (a) CW38V42CA; (b) CW66V42CA; (c) CW114V42CA; (d) CW114V24CA. ....	44
Figura 5.19. Transição entre ZTA e Nugget (avanço): (a) EW40V25SA (200X); (b) EW40V16SA (200X).....	45
Figura 5.20. Transição entre Nugget e ZTA (recuo): (a) EW40V25SA (200X); (b) EW40V16SA (200X). .....	45
Figura 5.21. Evolução da dureza ao longo da secção transversal das amostras sem arrefecimento induzido.....	47
Figura 5.22. Evolução da dureza média com a relação $\omega/v$ . .....	48
Figura 5.23. Evolução da dureza média com o TMG.....	48
Figura 5.24. Evolução da dureza ao longo da secção transversal das amostras com arrefecimento induzido.....	49
Figura 5.25. Evolução da dureza média com a relação $\omega/v$ . .....	50
Figura 5.26. Evolução da dureza média com o TMG.....	50
Figura 5.27. Evolução da dureza ao longo da secção transversal das amostras processadas com ferramenta de base estriada. ....	51
Figura 5.28. Evolução do tamanho médio de grão com a razão ( $\omega/v$ ) dos diferentes processamentos.....	53
Figura 5.29. Evolução da dureza média com a relação $\omega/v$ . .....	54

---

Figura 5.30. Evolução da dureza média com a razão ( $\omega/v$ ) de todos os processamentos realizados.....	55
Figura 5.31. Evolução da dureza média com a relação $\omega/v$ . .....	57

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1. Composição Química Nominal do Cobre DHP .....	15
Tabela 3.2. Propriedades do Azoto Líquido.....	16
Tabela 4.1. Nomenclatura, Parâmetros e Condições de Soldadura utilizados nos ensaios com e sem arrefecimento induzido.....	21
Tabela 4.2. Nomenclatura, Parâmetros e Condições de Soldadura utilizados nos ensaios com ferramenta de base estriada. ....	21
Tabela 5.1. Tamanho médio grão (TMG) das amostras processadas sem arrefecimento ...	37
Tabela 5.2. Tamanho médio grão (TMG) das amostras processadas com arrefecimento ...	42
Tabela 5.3. Valores de dureza média para os ensaios realizados sem arrefecimento induzido.....	47
Tabela 5.4. Valores de dureza média para os ensaios realizados com arrefecimento induzido.....	50
Tabela 5.5. Valores de dureza média para os ensaios realizados com ferramenta de base estriada.....	51
Tabela 5.6. Valores de TMG dos diferentes processamentos realizados. ....	52
Tabela 5.7. Valores de Dureza Média dos diferentes processamentos realizados. ....	54
Tabela 5.8. Resultados obtidos pelo estudo de Xie et al., (2007).....	56
Tabela 5.9. Resultados obtidos pelo estudo de Surekha et al., (2011). ....	56

## 1. INTRODUÇÃO

O processo de ligação de materiais metálicos sempre foi preponderante na indústria e no quotidiano das civilizações ao longo dos tempos. Dos processos recentemente desenvolvidos, salienta-se a crescente importância dos processos de ligação no estado sólido; neste campo, a Soldadura por Fricção Linear tem vindo a conquistar um lugar de destaque.

Desenvolvida pelo The Welding Institute no início dos anos 90, a Soldadura por Fricção Linear é um processo de ligação no estado sólido que gera baixa quantidade de calor, e que é bastante eficaz na aplicação a materiais metálicos mais macios e na ligação de metais com diferentes pontos de fusão. Neste sentido, ligas metálicas como alumínio, magnésio, titânio e cobre tem vindo a ser alvo de estudo, sendo os resultados observados de grande interesse a nível de engenharia, confirmando-o como um processo com grande potencial de aplicação industrial.

A aplicação deste processo permitiu a obtenção de microestruturas refinadas e com excelentes propriedades mecânicas na junta soldada, o que conduziu à aplicação deste processo, não só na ligação de materiais, mas também para alteração localizada da microestrutura de ligas metálicas, surgindo assim o conceito de Processamento por Fricção Linear.

O Processamento por Fricção Linear é actualmente uma aplicação genérica para alteração microestrutural, baseada nos princípios da Soldadura por Fricção Linear. Este processamento consiste na introdução de uma ferramenta rotativa não consumível, constituída por um pino e uma base, na junta a soldar, sendo depois percorrida pelas partes a unir ao longo da linha de ligação. O calor é gerado pelo atrito entre o material a unir e a ferramenta de trabalho e pela deformação plástica do material a unir. O movimento do material da frente do pino para a parte de trás do pino dá origem à soldadura. Muito recentemente começou a ser estudado o efeito da utilização de ferramenta consumível, que se deposita sobre superfície a revestir.

Com o desenvolvimento destes processos foi possível concluir que o ciclo térmico induzido é uma variável importantíssima para a obtenção de microestruturas com grão refinado nas zonas processadas e conseqüentemente, melhores propriedades

mecânicas. Neste sentido, o presente estudo realizado no âmbito da Dissertação de Mestrado tem como objectivo o estudo do efeito do arrefecimento induzido em Processamento por Fricção Linear em chapas de Cobre com 3 mm de espessura, com recurso a ferramenta não consumível. Para tal, dois tipos de ensaios foram realizados. Foi estudado o Processamento por Fricção Linear com e sem arrefecimento induzido, sendo o arrefecimento conseguido através da aplicação de um jacto de azoto líquido sobre a zona acabada de processar.

De modo a complementar o estudo e de caracterizar melhor a parametrização e condições de processamento, foram realizados dois ensaios em chapas de cobre de 1 mm, com recurso a uma ferramenta com outra configuração geométrica.

## 2. ESTADO DA ARTE

### 2.1. Desenvolvimento da Tecnologia

A Soldadura por Fricção Linear (SFL) constituiu um dos maiores avanços nos processos de ligação de materiais metálicos dos últimos 20 anos. Desenvolvido por Wayne Thomas et al. no The Welding Institute (TWI) no Reino Unido em 1991 como um processo de ligação no estado sólido (Thomas et al., 1991), foi inicialmente aplicada a ligações metálicas em ligas de alumínio de aplicação aeroespacial. Durante algum tempo, o facto das soldaduras nestas ligas de alumínio apresentarem microestrutura inadequada após solidificação e elevada porosidade na zona de fusão, bem como tendência a fissurar nalguns casos, para além das propriedades mecânicas serem consideravelmente inferiores à do metal base, levou a serem consideradas ligas não-soldáveis por fusão (Mishra e Ma, 2005).

O conceito de SFL é bastante básico. Uma ferramenta rotativa não consumível, constituída por um pino e uma base, é inserida entre os bordos das placas ou chapas a unir e vai deslocar-se ao longo da linha de ligação. A ferramenta serve duas funções primárias: o aquecimento da peça de trabalho e a intensa deformação plástica do material processado. O calor gerado no processo é conseguido através da fricção entre a ferramenta e a peça de trabalho e também da deformação plástica sofrida pelo material. Durante o processo de SFL, o material incorre numa intensa deformação plástica a elevadas temperaturas, resultando na formação de grão equiaxial recristalizado (Mishra e Ma, 2005; Ehab et al. 2010).

Recentemente o Processamento por Fricção Linear (PFL) foi desenvolvido por Mishra et al. (2000) como uma ferramenta genérica para a alteração microestrutural baseada nos princípios de SFL, obtendo propriedades de superplasticidade com alta taxa de deformação em ligas de alumínio 7075, o que conduziu a diversas aplicações em alteração microestrutural em materiais metálicos. O PFL surge como uma tecnologia de engenharia emergente, capaz de eliminar localmente defeitos de soldadura e refinar microestruturas, melhorando a sua resistência e ductilidade, assim como a resistência à corrosão e à fadiga

(Mahoney e Lynch, 2006). Após a bem sucedida aplicação dos princípios de SFL em alumínio e com o desenvolvimento de ferramentas rotativas resistentes a altas temperaturas, o PFL foi rapidamente estendido a outros metais como ligas de Mg, Cu, aço, Ti e Ni (Sun e Fujii, 2010), sendo possível a sua aplicação em modificações microestruturais em materiais metálicos como, por exemplo, a produção de materiais compósitos (Mishra et al., 2003; Yong et al. 2010; Kurt et al., 2011), melhoramento das propriedades mecânicas e refinamento do tamanho de grão da microestrutura dos materiais (Ehab et al., 2010; Xie et al., 2007; Ma et al., 2003; Su et al., 2006; Ma et al., 2008; McNelley, 2010). O PFL é também um método eficaz na alteração microestrutural da superfície de materiais metálicos. Em muitas aplicações de engenharia em que fenômenos como a fadiga, o desgaste e a corrosão de uma peça ou componente são dependentes apenas da superfície do material, a formação de apenas uma camada nanocristalina à superfície surge como uma alternativa viável e financeiramente mais cômoda, visto não ter que utilizar necessariamente um material metálico todo ele com estrutura nanocristalina (Dehghani e Mazinani, 2011). Outra área onde a aplicação desta técnica se tem revelado muito promissora é na criação de materiais superplásticos (Mishra e Ma, 2005; Ehab et al. 2010). Para atingir uma estrutura superplástica são necessários dois requisitos básicos. O primeiro é o tamanho de grão, segundo Mishra et al. (2005), geralmente abaixo de 15  $\mu\text{m}$ . O segundo é a estabilidade térmica da microestrutura refinada a altas temperaturas. Vários autores conseguiram com recurso ao PFL atingir esse patamar (Mishra et al., 2000; Ma et al., 2004; Charit e Mishra, 2003; Charit e Mishra, 2005; Chang et al., 2007; Liu e Ma, 2008) atingindo grãos refinados substancialmente mais reduzidos que o metal base, para além de melhorar significativamente as propriedades mecânicas.

## 2.2. Parâmetros do Processo

Os parâmetros do processo SFL/PFL segundo Mishra e Ma (2005) influenciam um complexo movimento e deformação plástica do material. A geometria da ferramenta, os parâmetros de soldadura, o tipo junta e o arrefecimento da peça exercem um efeito significativo no escoamento do material e na distribuição da temperatura, o que influenciará a evolução microestrutural do material. A ferramenta, composta pela base e pelo pino, tem o papel de gerar calor e de promover o escoamento do material. O calor é

---

gerado pelo atrito do pino e base da ferramenta com a peça de trabalho e pela deformação plástica do material, sendo que a base tem ainda o papel de confinar o material deformado, formando assim a junta soldada.

Relativamente aos parâmetros de soldadura, a velocidade de rotação da ferramenta ( $\omega$ ) em rpm e a velocidade de avanço transversal ( $v$ ) em mm/min, são dois aspectos fundamentais. A velocidade de rotação é responsável por mover e misturar o material em torno do pino e a velocidade de avanço da ferramenta por enviar o material da parte da frente do pino para a parte de trás do pino, concluindo a junta soldada.

Como referido anteriormente, durante o processo de PFL o material incorre numa intensa deformação plástica a elevadas temperaturas o que conduz a uma microestrutura refinada e recristalizada. Essa temperatura será tanto maior quanto a maior a rotação da ferramenta devido ao maior atrito entre a ferramenta e a peça de trabalho e à maior deformação do material, temperatura essa que influencia a microestrutura da zona processada, tal como tamanho de grão, características da fronteira de grão, crescimento e dissolução de precipitados e propriedades mecânicas resultantes do processo (Mishra e Ma, 2005).

Rajamanickam et al. (2009) concluíram, após estudarem o efeito dos parâmetros de processo no histórico térmico e nas propriedades mecânicas de soldaduras realizadas por fricção linear, que a temperatura máxima na zona processada é mais influenciada pela velocidade de rotação da ferramenta do que pela velocidade de avanço. Os autores afirmam também que para velocidades de avanço constantes, o aumento da rotação da ferramenta conduz a um aumento da energia adicionada por unidade de comprimento. Para além disso, a rotação da ferramenta e a velocidade de avanço são dois parâmetros fulcrais no ajuste da temperatura do processo. Baixas temperaturas de processamento podem conduzir a uma mistura insuficiente do material processado e conseqüente formação de poros, enquanto temperaturas elevadas podem originar microestruturas inesperadas ou mesmo fusão do material (Bisadi et al., 2011).

No que diz respeito à geometria da ferramenta, segundo Mishra et al. (2005), a geometria da ferramenta é um dos aspectos mais influentes do processo em desenvolvimento. A geometria da ferramenta desempenha um papel fundamental no escoamento do material bem como no estabelecimento da velocidade de avanço que pode



ser aplicada ao processo. A ferramenta serve duas funções primárias: o aquecimento localizado e o escoamento do material processado.

Numa primeira fase, a ferramenta ao penetrar no material, gera calor devido ao atrito entre o pino e o material, sendo algum calor adicionado devido à deformação do material. Após a penetração completa da ferramenta, o atrito entre a base da ferramenta e o material a processar constituirá a maior componente de calor gerado durante o processo. Além disso, a base tem o papel de confinar o material processado. A segunda função da ferramenta é deformar e mover o material. A uniformidade bem como as propriedades da microestrutura e a carga aplicada são reguladas pela geometria da ferramenta (Mishra e Mahoney, 2007).

A base da ferramenta gera a maioria do calor por fricção e deformação do material à superfície, enquanto o pino gera maioria do calor ao longo da espessura. Além disso, a base da ferramenta produz uma força descendente de forjagem necessária à consolidação da junta. As bases da ferramenta podem ser planas, concavas ou convexas, lisas ou estriadas. As bases concavas constituíram o primeiro modelo utilizado, são geralmente consideradas de modelo padrão. As bases concavas são de *design* e maquinagem simples e produzem soldaduras de qualidade. A concavidade é conseguida com um pequeno ângulo entre a extremidade da base e o pino, geralmente de 6 a 10°. Durante a perfuração, o material expelido pelo pino é armazenado na concavidade da base, que serve como reservatório, sendo esse material actuado pela força de forjagem da base. Com o avanço da ferramenta, novo material é forçado a entrar para essa concavidade e o material existente expelido em torno do pino. Para bases desta geometria é necessário uma ligeira inclinação da ferramenta, geralmente 2 a 4° entre o eixo normal da ferramenta e a peça de trabalho. As bases estriadas consistem numa superfície lisa com canais em espiral, estrias, desde a sua extremidade até ao centro. A função destas estrias consiste na condução do material deformado da extremidade da base para o pino, eliminando assim a necessidade de ajustar uma inclinação à ferramenta. Com este tipo de geometria, rebarbas e redução de espessura são praticamente excluídas. As bases convexas foram inicialmente consideradas inapropriadas pelo TWI, estes consideravam que, dado à sua geometria, o material era conduzido para longe do pino, contudo, com a aplicação de estrias em bases convexas, tornou-se possível encaminhar o fluxo de material para redor do pino. Com isto, a necessidade de encostar a extremidade da base ao material deixou de existir, fazendo

com que a interface possa ser definida em qualquer local da base convexa (Mishra e Mahoney, 2007).

Relativamente ao pino, este gera calor pela fricção com o material e deformação imposta ao material. O pino é desenhado para deformar o material e move-lo da frente para trás da ferramenta. Além disso, a profundidade de perfuração bem como a velocidade de avanço, são condicionadas pela geometria do pino. O pino pode ser cilíndrico ou cónico, com extremidade plana ou convexa, liso ou roscado, podendo inclusive ser dotado de facetamento. Os pinos cónicos, quando comparados aos pinos cilíndricos, estão sujeitos a menores esforços transversais, além do facto de o momento de carga mais elevado estar localizado na base do cone, onde este é mais resistente, permitindo assim soldaduras para espessuras e velocidades de avanço superiores. Relativamente à extremidade da superfície do pino, esta pode ser convexa ou lisa. A vantagem de ser lisa prende-se com o facto da velocidade superficial ser superior na extremidade do pino, o que conduz a uma maior deformação do material abaixo do pino, contudo os pinos convexos apresentam maior durabilidade bem como maior qualidade na raiz da soldadura. O roscado tem como função o transporte do material da base da ferramenta para a extremidade do pino. O facetamento tem como objectivo aumentar a deformação do material, funcionando essas faces como pás, o que conduz a um fluxo turbulento do material (Mishra e Mahoney, 2007).

A força axial aplicada constitui também uma variável importante na qualidade final da soldadura. O aumento da força axial aplicada conduz a um aumento da temperatura máxima na zona processada. A aplicação de forças muito elevadas pode conduzir a um sobreaquecimento do material e conseqüente redução de espessura. Em contra partida, se a força aplicada for muito reduzida, o calor gerado será insuficiente para a obtenção de uma soldadura de qualidade (Nandan et al., 2008).

Outro parâmetro importante no processamento é o ângulo de ataque da ferramenta relativamente à superfície da peça de trabalho. Uma inclinação correcta da ferramenta assegura que o material escoado pelo pino é retido pela base e o movimento do escoamento da frente para trás do pino é realizado correctamente, no entanto, para bases estriadas tal inclinação não é necessária (Mishra e Ma, 2005).

A penetração do pino ou afundamento é também um parâmetro importante na obtenção de soldaduras sem defeitos. O afundamento está relacionado com o comprimento

do pino, se o afundamento for escasso, que não permita o contacto da base com a superfície da peça de trabalho, a deformação e o movimento do material induzido pela base torna-se deficiente, resultando em soldaduras defeituosas. No caso de o afundamento ser muito elevado, pode levar a formação de rebarba e à redução de espessura da peça de trabalho (Mishra e Ma, 2005).

### 2.3. Evolução Microestrutural

Tal como na soldadura por fricção linear o PFL origina o aparecimento de três zonas distintas do metal base, resultantes da intensa deformação plástica e das altas temperaturas durante o processo: A Zona Termicamente Afectada (ZTA), a Zona Térmica e Mecanicamente Afectada (ZTMA) e o Núcleo (Nugget). O MB corresponde ao material original que não sofreu qualquer alteração quer por deformação quer por aumento de temperatura.

ZTA é uma zona onde não ocorre qualquer deformação plástica, embora esteja sujeita ao efeito do calor gerado pelo processo. Nesta zona, a estrutura do grão é similar à do material base, no entanto, o facto de estar exposta ao calor adicionado pelo processo, provoca um efeito significativo na estrutura precipitada. Embora não haja influência do processo na estrutura do grão, o aumento de temperatura conduz a um crescimento e fortalecimento dos precipitados (Mishra e Ma, 2005). Nesta zona podem ocorrer diversas alterações estruturais quer ao nível do tamanho de grão quer ao nível da dissolução ou engrossamento de precipitados, por exemplo, as quais são função do tipo e estado de tratamento do metal base (Mishra e Ma, 2005; Sakthivel e Mukhopadhyay, 2007; Shen et al., 2010).

A ZTMA é a zona que faz transição entre a ZTA e o núcleo, e foi sujeita a temperaturas e deformações de valor elevado. É geralmente caracterizada por uma estrutura altamente deformada, onde no entanto não ocorreu recristalização significativa devido a temperatura insuficiente (Mishra e Ma, 2005).

O *Nugget* é a zona onde ocorre a maior taxa de deformação plástica e onde o material está sujeito a temperaturas mais elevadas; esta zona é também designada de Zona Recristalizada Dinamicamente. Consoante os parâmetros do processo, o Nugget pode conter no seu interior grãos finos recristalizados com elevadas densidades de sub-

fronteiras, sub-grãos e deslocções (Mishra e Ma, 2005). Nesta zona é possível obter microestruturas refinadas equiaxiais recristalizadas. Su et al. (2006) propõem que a evolução microestrutural segue sensivelmente os seguintes passos: (a) na fase inicial do PFL grãos nanocristalinos são formados em torno do pino da ferramenta rotativa por nucleação dinâmica e migração dos contornos dos grãos devido às altas temperaturas, (b) os grãos inicialmente recristalizados crescem durante o ciclo térmico do processo enquanto novas deslocções são geradas por consequente deformação plástica no interior dos grãos maiores, (c) ocorrência de recuperação dinâmica nos grãos com elevada densidade de deslocções.

A recristalização é um processo de alteração microestrutural que permite a eliminação dos efeitos causados pela deformação plástica no material metálico através da nucleação e crescimento de grãos cristalinos não deformados no interior da estrutura deformada até à completa substituição desta. Durante a recristalização há a eliminação do excesso de defeitos cristalinos, a redistribuição das deslocções acumuladas nos contornos de grão durante a deformação, a substituição da estrutura irregular por uma estrutura regular, e portanto, redução da energia interna. Segundo Smith (1998), os principais factores que influenciam o processo de recristalização em metais e ligas são: a deformação prévia; a temperatura; o tempo; o tamanho de grão inicial; e a composição do metal ou liga. A recristalização de um material metálico ocorre geralmente num intervalo de temperaturas que depende, até certo ponto, das variáveis indicadas anteriormente. Assim não nos podemos referir à temperatura de recristalização de um metal no mesmo sentido em que nos referimos à temperatura de fusão de um metal puro. O mesmo autor faz as seguintes generalizações ao processo de recristalização: Para que ocorra recristalização é necessário que a deformação do material metálico seja superior a um certo limite; quanto mais pequena for a deformação (acima do valor mínimo), maior será a temperatura necessária para que ocorra recristalização; aumentando a temperatura de recristalização diminui o tempo necessário para a concluir; o tamanho de grão final depende principalmente da deformação prévia. quanto maior a deformação, menor será a temperatura de recozimento necessária à recristalização e menor será o tamanho de grão recristalizado; quanto maior for o tamanho de grão inicial, maior será a deformação necessária para originar uma determinada quantidade de recristalização; A temperatura de recristalização diminui como aumento de pureza do material. A adição de elementos de

liga que formam soluções sólidas provoca sempre um aumento da temperatura de recristalização.

A recristalização dinâmica é um mecanismo de modificação estrutural. O material após ser deformado plasticamente e exposto a uma determinada temperatura ( $> 0,5 T_{\text{fusão}}$ ), novos grãos são nucleados e crescem no interior dos grãos deformados. Como consequência directa, a microestrutura refina. As taxas de nucleação e crescimento estabelecem o tamanho de grão final (Meyers et al., 1991). Portanto, a temperatura do processo tem um papel importantíssimo no tamanho de grão final, uma vez que a taxa de nucleação e de crescimento aumentam com a temperatura do processo, dado que, com o aumento da temperatura, há um aumento da difusão dos defeitos internos e nucleação de novos grãos que, consoante a temperatura e o tempo, estabelecem o crescimento de grão.

Parâmetros do processo como a geometria da ferramenta, a velocidade de rotação e avanço e a força axial, além da composição do material, da temperatura da peça de trabalho, e das condições de arrefecimento, têm influência significativa no tamanho de grão recristalizado dos materiais sujeitos a PFL (Mishra e Ma, 2005). Nandan et al. (2008) afirmam que a temperatura máxima atingida na peça de trabalho aumenta com o aumento da velocidade de rotação da ferramenta e diminui ligeiramente com o aumento da velocidade de avanço. A temperatura máxima aumenta também com o aumento da força axial (Mishra e Ma, 2005; Nandan et al., 2008).

Rhode et al. (2003) após a realização de ensaios a diferentes velocidades de rotação da ferramenta e usando a técnica “furar e extrair” (plunge and extract) em ligas de alumínio 7075 com arrefecimento imediato com recurso a uma mistura de gelo seco com álcool isopropílico, conseguiram obter para velocidades de rotação de 500 rpm grãos com tamanho entre 100 e 300 nm enquanto para 300 rpm foram obtidos tamanhos de grão entre os 25 e os 40 nm concluindo que, com a redução da velocidade de rotação, o tamanho de grão também é reduzido.

Xing-hao et al. (2008) combinando FSP com arrefecimento rápido por meio de uma base de apoio refrigerada interiormente com nitrogénio líquido, conseguiram produzir estruturas ultrafinas de ligas de Mg AZ61 com tamanho de grão médio abaixo dos 300 nm, aumentando significativamente a sua microdureza.

Estudo semelhante ao de Xing-hao foi também aplicado por Verdura et al. (2009) em ligas de Mg AZ91, aplicando PFL sobre uma superfície de cobre refrigerada

interiormente com nitrogénio líquido, sendo os parâmetros do processo uma velocidade de rotação de 700 rpm, velocidade de avanço de 120 mm/min, tendo variado a força axial entre os 5,5 e os 9 kN. Os autores concluíram que o arrefecimento induzido pela placa de cobre conduziu ao refinamento da microestrutura, o que originou um aumento da dureza.

Su et al. (2006) concluíram que combinando FSP com um arrefecimento rápido é possível produzir microestruturas com tamanho de grão entre os 100 e 500 nm em ligas de alumínio 7075 controlando a taxa de arrefecimento. Os autores conseguiram refinar a microestrutura da liga de alumínio 7075 após um arrefecimento rápido por meio de uma mistura de água, metanol e gelo seco aplicada na placa de alumínio após a passagem da ferramenta, controlando a taxa de arrefecimento através do fluxo do líquido debitado. O resultado foi uma estrutura de grão refinado à nano escala.

Darras et al. (2007) dão conta que as taxas de aquecimento ou arrefecimento são muito importantes no controlo de crescimento de grão e também para otimizarem o processo, além disso, afirmam que quanto maior a exposição a uma temperatura superior à temperatura de recristalização, maior o crescimento do grão associado ao processo.

Yazdipour et al. (2009) acreditam que se for aplicado um arrefecimento rápido após a passagem da ferramenta rotativa, será impedido o crescimento dos novos grãos nucleados durante a recuperação meta-dinâmica, a recuperação meta-dinâmica é uma espécie de recuperação estática que ocorre quando o processo de deformação é interrompido mas cujo material deformado ainda possui bastantes tensões residuais. Os autores afirmam que uma forma de se atingir tamanhos de grão nanométrico e ultrafinos é bloquear o crescimento dos núcleos formados estaticamente na zona processada após a severa deformação plástica ocorrida, referindo inclusivamente que, se for aplicando um rápido arrefecimento na peça de trabalho esta terá dois efeitos na formação de grãos nanométricos e grãos ultrafinos: (a) pode diminuir a extensão do Nugget e (b) pode parar o crescimento dos grãos e manter a estrutura nanocristalina. Portanto, um arrefecimento rápido irá impedir o crescimento dos grãos nanométricos recentemente nucleados durante a recuperação meta-dinâmica.

A quantidade de calor introduzida no processo e o conseqüente tempo a que a zona processada está exposta a altas temperaturas são portanto elementos chave no tamanho de grão final da estrutura processada.

## 2.4. PFL aplicado a ligas de Cobre

Recentemente com o aumento das aplicações em cobre e ligas de cobre como material estrutural houve necessidade de aperfeiçoar técnicas para soldar este tipo de materiais. Contudo, o cobre tem uma condutividade térmica de cerca 401 W/mK, que é mais elevada que a generalidade dos materiais metálicos, o que dificulta a sua soldadura pelos processos convencionais como soldadura por arco eléctrico, resistência ou brazagem (Sun e Fujii, 2010). A sua alta condutividade térmica e temperatura de fusão elevada tornam os processos por fusão de difícil aplicação, uma vez que a rápida dissipação de calor na peça de trabalho obriga a uma elevada quantidade de calor adicionado, o que torna a soldadura lenta; além disso, o cobre oxida facilmente à temperatura de fusão o que implica uma redução significativa das suas propriedades mecânicas. Neste sentido FSW/FSP são vistos como processos capazes para soldadura e alteração microestrutural (Mishra e Ma, 2005; Sun e Fujii, 2010; Xie et al., 2007; Sakthivel e Mukhopadhyay, 2007).

Para contrariar a rápida dissipação de calor, os parâmetros de soldadura devem consistir em altas velocidades de rotação da ferramenta e baixas velocidades de avanço (Sun e Fujii, 2010). Sun et al. afirmam que é possível com recurso a SFL/PFL soldar/processar o cobre numa gama de velocidade de avanço entre os 200 e 800 mm/min a uma velocidade de rotação entre 400 e 1150 rpm, com uma força axial de 1000 a 1500 kg (Sun e Fujii, 2010).

Sakthivel e Mukhopadhyay (2007) aplicaram os conceitos de SFL/PFL com velocidade de rotação de 1000 rpm e velocidade de avanço de 30 mm/min conseguiram soldaduras em que o Nugget era composto por grãos finos equiaxiais recristalizados dinamicamente com cerca de 11  $\mu\text{m}$ .

Shen et al. (2010) conseguiram soldar cobre com uma espessura de 3 mm a uma velocidade de rotação constante de 600 rpm, sendo que a velocidade de avanço transversal variou entre 25 e 200 mm/min, tendo conseguido soldaduras sem defeitos a baixas velocidades.

Xie et al. (2007) afirmam que é possível atingir uma estrutura de grão micrométrica ou ainda submicrométrica reduzindo a quantidade de calor adicionado ou aplicando arrefecimento induzido, conseguindo soldaduras em cobre sem defeito com tamanho de grão fino entre os 3,5 e os 9  $\mu\text{m}$  a velocidades entre os 400 e os 800 rpm e uma

velocidade de avanço transversal constante de 50 mm/min, aumentando a sua resistência, dureza e a ductilidade, para além de afirmarem que o tamanho de grão diminui com a redução da velocidade de rotação da ferramenta.

Surekha e Els-Botes (2011) utilizaram o PFL para aumentar a resistência em chapas de cobre com 3 mm de espessura e com recurso a baixas adições de calor; para tal utilizaram uma velocidade de rotação constante de 300 rpm e velocidades de avanço a variar entre os 50 e os 250 mm/min. O resultado foi a redução do tamanho de grão de 19  $\mu\text{m}$  do metal base para 3  $\mu\text{m}$  quando a velocidade de avanço transversal era 250 mm/min, a baixas adições de calor portanto. Concluíram também que a dureza aumentou, passando dos 85 HV do metal base para os 114 HV, registando também que a dureza aumenta com a diminuição de grão. Relativamente à tensão de cedência, tensão máxima de tracção e alongamento todas elas apresentaram melhores resultados que o metal base.

Como dito anteriormente é possível criar estruturas nanocristalinas com aplicação de arrefecimento rápido (Xie et al., 2007; Su et al., 2006; Rhode et al., 2003; Xing-hao et al., 2008; Verdera et al., 2009), neste sentido, Su et al. (2011) conseguiram excelentes resultados ao aplicar PFL a chapas de cobre de 2mm, aplicando uma velocidade de rotação de 800 rpm e uma velocidade de avanço de 120 mm/min, tendo arrefecido a zona processada, com gelo seco, imediatamente após processamento. O resultado foi uma microestrutura de grão equiaxial, de orientação quase aleatória e fronteira de grão com elevados ângulos. O tamanho de grão conseguido variou entre os 50 e os 300 nm, sendo o tamanho médio de 109 nm.

Dehghani et al. (2011) com vista a criar uma superfície de grão nanométrico aplicaram o PFL seguido de arrefecimento imediato com água e gelo em chapas de cobre com 3 mm de espessura e tamanho médio de grão de 40  $\mu\text{m}$ . Aplicando uma velocidade de rotação de 1600 rpm e uma velocidade de avanço transversal de 50 mm/min foi possível obter à superfície das chapas de cobre uma estrutura com tamanho de grão entre os 50-200 nm, tendo os autores também reportado que a dureza aumentou dos 60 HV do material base para 175 HV, após o processo.

Em suma, de acordo com os desenvolvimentos realizados pelos autores anteriormente citados, o refinamento do grão obtido na zona processada depende em muito da quantidade de calor fornecida ao processo, bem como a extensão do ciclo térmico a que o mesmo material fica sujeito após o processamento. Portanto, baixas adições de calor e



controlo da taxa de arrefecimento constituem variáveis importantíssimas para o controlo da microestrutura final obtida após o PFL. De modo a evitar o crescimento do grão, o arrefecimento induzido após a passagem da ferramenta rotativa surge como um método eficaz na redução do tamanho de grão na microestrutura final obtida.

### 3. MATERIAIS E EQUIPAMENTOS

Neste capítulo será feita referência ao material e ao equipamento usado durante a realização deste estudo.

#### 3.1. Materiais

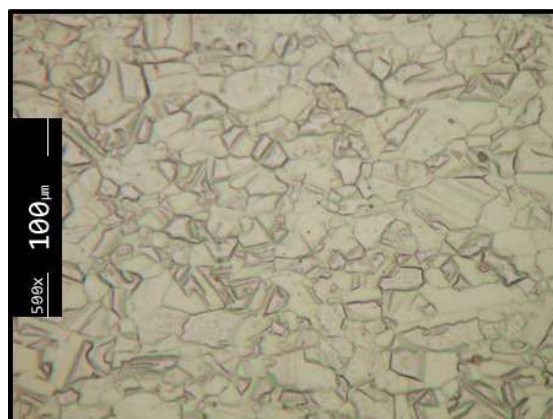
##### 3.1.1. Materiais Base

Para a realização deste estudo foram utilizadas chapas de Cobre desoxidado com elevado teor de fósforo (DHP), com 3 mm de espessura. Este tipo de liga de Cobre é também designado por C12200-R240 (ASTM) e a sua composição química nominal é apresentada na Tabela 3.1.

A microestrutura dos materiais base, representada na Figura 3.1, evidencia um grão relativamente grosseiro e geometricamente irregular, sendo o tamanho médio de grão de 17,6  $\mu\text{m}$  e uma dureza média de 90 HV<sub>0,2</sub>. Observa-se também, um elevado número de maclas na estrutura.

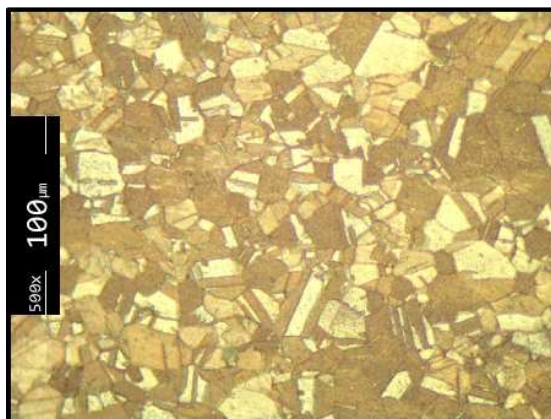
**Tabela 3.1.** Composição Química Nominal do Cobre DHP

Composição Química [%]	
Cu	$\geq 99,9$
P	0,015 - 0,04



**Figura 3.1.** Microestrutura do Metal Base Cobre DHP (500x).

Relativamente à chapa de 1 mm, a microestrutura encontra-se ilustrada na Figura 3.2, e, à semelhança da chapa de 3 mm, evidencia um grão grosseiro e geometricamente irregular, com a presença de um elevado número de maclas, sendo o tamanho médio de grão de 18  $\mu\text{m}$  e uma dureza média de 87  $\text{HV}_{0,2}$ .



**Figura 3.2.** Microestrutura do Metal Base Cobre DHP (500x), correspondente à chapa de 1 mm.

### 3.1.2. Arrefecimento Induzido

O arrefecimento foi induzido com recurso a um fluxo de Azoto líquido. Trata-se de um líquido incolor, inodoro, ligeiramente mais brilhante que a água, não magnético e que não produz vapores tóxicos ou irritantes. É quimicamente inactivo e a sua temperatura de ebulição à pressão atmosférica normal é de  $-196^{\circ}\text{C}$ , o que o torna um fluido criogénico. Uma vez que evapora a temperaturas abaixo dos  $0^{\circ}\text{C}$ , deve ser armazenado em recipientes especiais guarnecidos de isolamento.

É devido a esta característica criogénica, Tabela 3.2, que se optou pelo azoto líquido para “congelar” a zona imediatamente após o processamento.

**Tabela 3.2.** Propriedades do Azoto Líquido.

Símbolo Químico	$\text{N}_2$
Massa Molar	28,01 g/mol
Ponto Fusão a 1 atm	$-210,0^{\circ}\text{C}$
Ponto Ebulição a 1 atm	$-195,8^{\circ}\text{C}$

## 3.2. Equipamentos

### 3.2.1. Processamento por Fricção Linear

Para a realização dos processamentos das amostras em chapas de Cobre DHP com 3 mm de espessura, foi utilizada uma fresadora universal da marca Cincinnati, modelo Milacron 207 MK, representada na Figura 3.3. Este equipamento possui um número limitado de velocidades de rotação da árvore.

Para a realização dos processamentos das amostras em chapas de Cobre DHP com 1 mm de espessura, foi utilizada uma máquina de soldadura por fricção linear ESAB Legio FSW 3U Machine, com velocidades de avanço e rotação até 2000 mm/min e 3000 rpm, respectivamente, e força axial até 25 kN.



**Figura 3.3.** Fresadora Universal Cincinnati Milacron 207 MK.

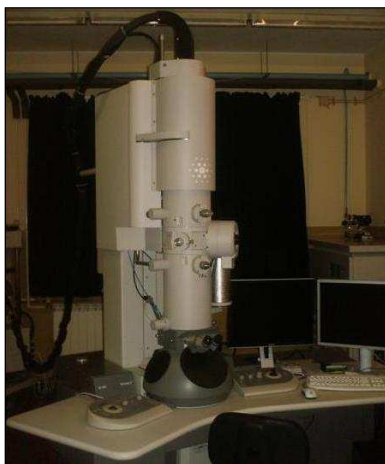
### 3.2.2. Análise Microestrutural

Para proceder à caracterização microestrutural do material em estudo, foram recolhidas amostras da zona processada de cada uma dos processamentos realizados e posteriormente polidas e contrastadas, permitindo assim a sua análise por microscopia óptica. Essa análise foi realizada com recurso a um microscópio óptico ZEISS Axiotech 100HD, Figura 3.4, com ampliações de 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x. Todas as micrografias foram documentadas com recurso a uma máquina fotográfica Cannon PowerShot G5 acoplada ao microscópio.



**Figura 3.4.** Microscópio óptico ZEISS Axiotech 100HD com máquina fotográfica Canon Powershot G5 acoplada.

Com o propósito de obter uma caracterização mais detalhada da microestrutura na zona processada, mais especificamente no Nugget, foi realizada microscopia electrónica de transmissão, com recurso a um microscópio electrónico de transmissão (TEM) da marca FEI Company, modelo TECNAI G<sup>2</sup> 20 S-Twin, Figura 3.5.



**Figura 3.5.** Microscópio Electrónico de Transmissão FEI TECNAI G<sup>2</sup> S-Twin.

### **3.2.3. Avaliação de Dureza**

A avaliação dos perfis de dureza das diferentes amostras foi realizada no microdurómetro Struers Duramin – Microhardness Tester, ilustrado na Figura 3.6.



**Figura 3.6.** Microdurómetro Struers Duramin – Microhardness Tester

### 3.2.4. Sistema de Arrefecimento

Para induzir o arrefecimento rápido na zona processada imediatamente após a passagem da ferramenta rotativa, foi utilizado um sistema composto por uma garrafa de Azoto pressurizado de 10 m<sup>3</sup>, um vaso Dewar com capacidade para 25 litros de azoto líquido, bem como duas válvulas redutoras de pressão e uma ponteira em cobre, como mostra a Figura 3.7.



**Figura 3.7.** Sistema de arrefecimento com azoto líquido.

## 4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo serão apresentados todos os passos relativos a cada uma das fases do projecto, desde as soldaduras à preparação das amostras para caracterização microestrutural.

### 4.1. Condições de Processamento

#### 4.1.1. Ferramentas

As ferramentas utilizadas no presente estudo, consistiram numa ferramenta de base cónica com 16 mm de diâmetro e um pino cilíndrico roscado, com diâmetro de 4 mm e 2,75 mm de comprimento, representada na Figura 4.1(a). A segunda ferramenta tinha uma geometria de base estriada com 14 mm de diâmetro e com um pino cilíndrico roscado de 3 mm de diâmetro e 1mm de comprimento, representada na Figura 4.1 (b). Ambas as ferramentas foram produzidas com aço AISI H13 temperado e revenido.

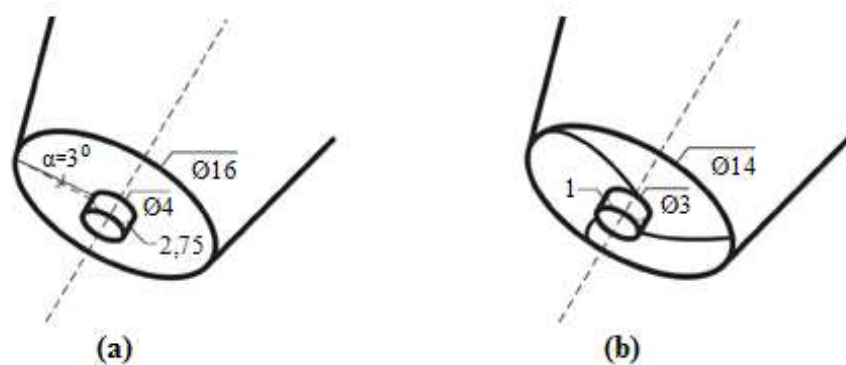


Figura 4.1. Esquema das ferramentas utilizadas no presente estudo.

#### 4.1.2. Parâmetros de Processamento

Para a realização dos ensaios, os parâmetros de velocidade de rotação da ferramenta bem como a velocidade de avanço foram feitos variar de modo a obter uma visão mais abrangente das transformações que ocorrem na microestrutura do Cobre após o processamento por fricção linear. Relativamente à nomenclatura adoptada para identificação dos ensaios, esta reflecte a conjugação das diferentes condições e parâmetros

de soldadura, sendo utilizada a letra “C” para indicar a utilização de uma ferramenta de base cónica e “E” de base estriada. W e V correspondem às velocidades de rotação e avanço e, “CA” e “SA” com ou sem arrefecimento. A título de exemplo, o ensaio CW60V44SA corresponde a um ensaio com base cónica, com velocidade de rotação e de avanço de 600 rpm e 440 mm/min respectivamente, sem arrefecimento induzido. Na Tabela 4.1 estão representados os parâmetros e condições utilizadas durante o presente estudo para os processamentos com ferramenta de base cónica, bem como a nomenclatura adoptada. Na Tabela 4.2 estão representados os parâmetros e condições para os processamentos com ferramenta de base estriada.

**Tabela 4.1.** Nomenclatura, Parâmetros e Condições de Soldadura utilizados nos ensaios com e sem arrefecimento induzido.

Ensaio	$\omega$ [rotação] (rpm)	v [avanço] (mm/min)	$\omega/v$ (rot/min)	Afund. (mm)	$\alpha$ [ataque] ( $^{\circ}$ )
CW66V30SA	660	300	2,20	2,8	3
CW60V44SA	600	440	1,36	2,8	
CW114V50SA	1140	500	2,28	2,8	
CW150V44SA	1500	440	3,41	2,8	
CW150V50SA	1500	500	3,00	2,8	
CW38V42CA	380	420	0,90	3,25	
CW66V42CA	660	420	1,57	3,25	
CW114V42CA	1140	420	2,71	3,25	
CW114V24CA	1140	240	4,75	3,4	

**Tabela 4.2.** Nomenclatura, Parâmetros e Condições de Soldadura utilizados nos ensaios com ferramenta de base estriada.

Ensaio	$\omega$ [rotação] (rpm)	v [avanço] (mm/min)	$\omega/v$ (rot/min)	F.Axial (kg)	$\alpha$ [ataque] ( $^{\circ}$ )
EW40V25SA	400	250	1,60	700	0
EW40V16SA	400	160	2,5		



## 4.2. Extracção de Provetes

Para cada um dos ensaios realizados foram retirados provetes para posterior análise microestrutural, para tal foram extraídos provetes perpendiculares à linha de processamento como é possível observar exemplificativamente na Figura 4.2.

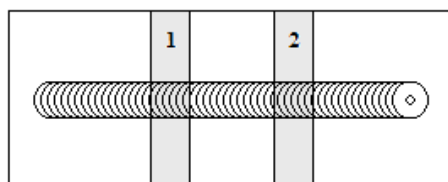


Figura 4.2. Representação da extração de provetes.

Também para a realização de microscopia electrónica de transmissão foi necessário a extração de provetes. Neste caso, consistiram em pequenos quadrados envolvendo apenas a zona processada, Figura 4.3.

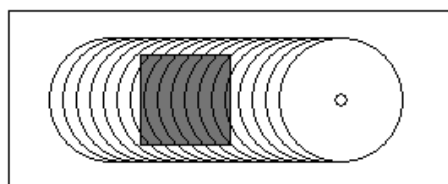


Figura 4.3. Representação da extração de provetes para TEM.

## 4.3. Análise Microestrutural

De cada provete foram retiradas amostras com cerca de 45 mm de comprimento e 15 mm de largura, sendo assegurado que a zona processada estaria ao centro da amostra. Posteriormente estas foram acomodadas em formas cilíndricas e preenchidas com resina auto endurecível de modo a que a espessura destas ficasse à face, facilitando assim o polimento na espessura. De seguida foi realizado o seu desbaste recorrendo a lixas metalográficas de carboneto de silício com granulometria de P180, P600, P1000 e P2500, sendo o polimento conseguido a partir de suspensão de diamante de granulometria 3 e 1  $\mu\text{m}$ .

As amostras foram depois atacadas quimicamente com uma solução composta por hidróxido de amónia ( $\text{NH}_4\text{OH}$ ) e água oxigenada ( $\text{H}_2\text{O}_2$ ), sendo esta constituída por dez partes de  $\text{NH}_4\text{OH}$  para uma de  $\text{H}_2\text{O}_2$ . O processo de ataque químico consistiu

basicamente na passagem de algodão embebido na solução preparada durante aproximadamente 10 segundos, procedendo-se depois à sua limpeza com água e álcool etílico. De referir que este é um processo por tentativas, sendo que no caso de não se conseguirem boas condições de observação o processo é novamente aplicado.

Posto isto, as amostras foram observadas em microscópio óptico e fotografadas em ampliações de 50, 100, 200 e 500 vezes, nas diferentes zonas processadas.

Para caracterizar mais detalhadamente a microestrutura na zona processada de cada amostra, mais especificamente no Nugget, foi realizada microscopia electrónica de transmissão. Para tal, foram retiradas amostras de cada um dos ensaios. Estas amostras consistiram em pequenos quadrados com cerca 20 mm de lado retirados da soldadura, como mostra a Figura 4.3. Estas amostras foram depois reduzidas a lâminas finas com uma espessura de aproximadamente 100  $\mu\text{m}$  por meio de polimento mecânico. Após a preparação das lâminas, foram retiradas pequenas amostras circulares com um diâmetro de 3 mm, de modo a poderem ser tratadas no equipamento para polimento electrolítico, ficando assim reunidas as condições para poder ser realizada a microscopia electrónica de transmissão. De referir que, para cada lâmina de cada um dos ensaios realizados, foram retiradas 5 amostras para observar no TEM.

Para proceder a avaliação de tamanho médio de grão (TMG), optou-se por realizar a sua avaliação através de um estudo por amostragem, medindo vários tamanhos de grão individualmente e procedendo depois ao cálculo da média da amostra e respectivo desvio padrão. Para tal, foram seleccionados cerca de 40 grãos de cada ensaio, a partir das imagens obtidas por microscopia óptica. De referir que se optou por este método dada a impossibilidade de realizar a avaliação de TMG pelos métodos convencionais.

#### **4.4. Avaliação de Dureza**

Os ensaios de dureza foram realizados sobre as amostras antes utilizadas na análise microestrutural, tendo o processo consistido na aplicação de indentações ao longo de uma linha recta, sensivelmente a meio da espessura, e espaçadas por 500  $\mu\text{m}$ , tendo esta linha 15 mm de comprimento e o seu ponto médio coincidente com o centro da zona

processada. Os ensaios foram realizados com uma carga de teste de 1,961 N durante 15 segundos.

## 4.5. Arrefecimento Induzido

O sistema consistiu basicamente na injeção de azoto gasoso pressurizado para o interior do dewar que, por sua vez ao ficar sob pressão, provocou a ejeção de azoto líquido por outra saída, sendo direccionado para a zona processada com recurso a uma mangueira isolada com uma ponteira de cobre na extremidade. Na Figura 4.4 encontra-se ilustrado o esquema de montagem do sistema de arrefecimento induzido.

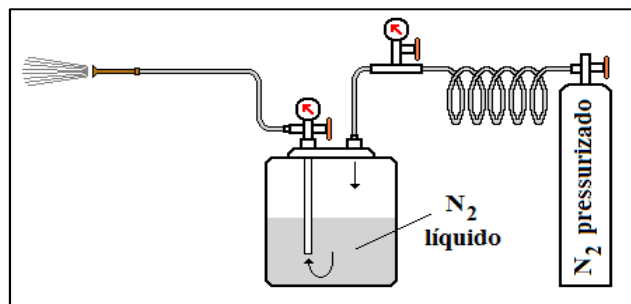


Figura 4.4. Representação esquemática do sistema de arrefecimento.

Na Figura 4.5 é ilustrado um exemplo de como foi aplicado o fluxo de azoto líquido sobre a zona processada de um dos ensaios. A pressão registada no vaso de azoto líquido rondava os 4 bar.



Figura 4.5. Aplicação de azoto líquido sobre a zona processada.

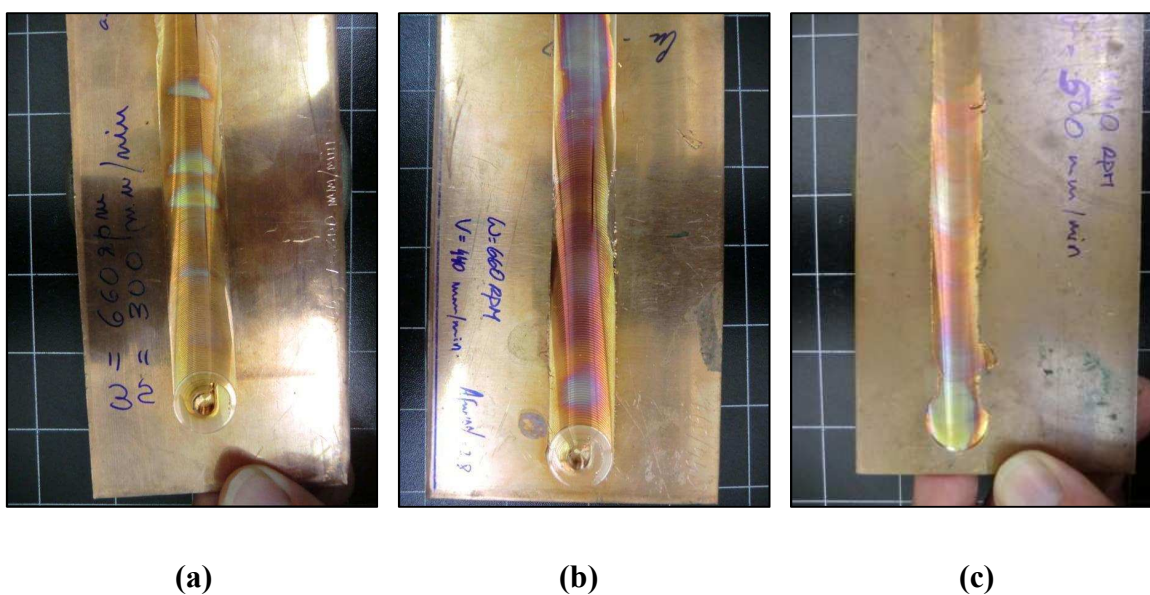
## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

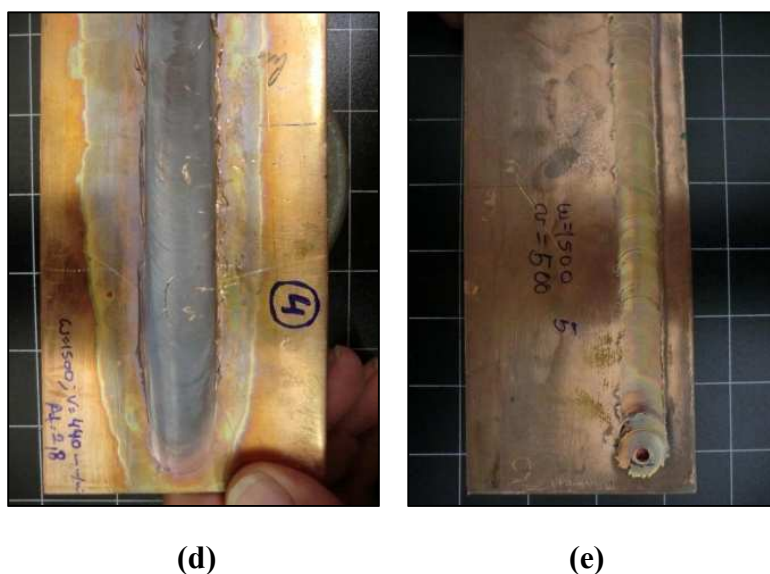
### 5.1. Análise Morfológica

#### 5.1.1. Caracterização Visual das Superfícies

O aspecto superficial das chapas resultante dos diferentes ensaios constitui uma primeira abordagem na caracterização das amostras processadas. Quanto maior a relação  $\omega/v$  utilizada no processo, maior a área descolorada na superfície das amostras.

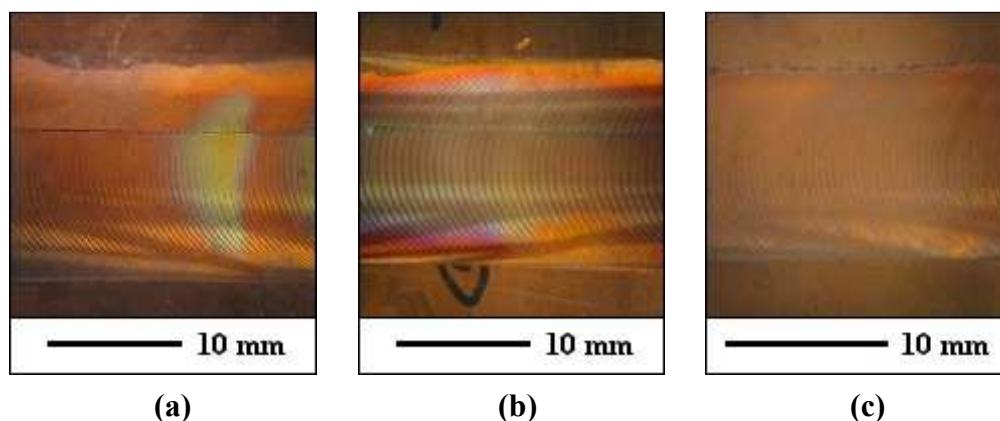
A Figura 5.1 representa o aspecto superficial de cada um dos ensaios realizados sem arrefecimento induzido. Como é perceptível, os ensaios CW150V44SA e CW150V50SA, Figura 5.1 d) e e), apresentam uma área descolorada mais evidente que os restantes ensaios, sendo o primeiro nitidamente o mais afectado. Embora não tenham sido medidos os ciclos térmicos induzidos, isto sugere, que aqueles provetes estiveram expostos a maiores quantidades de energia adicionada.

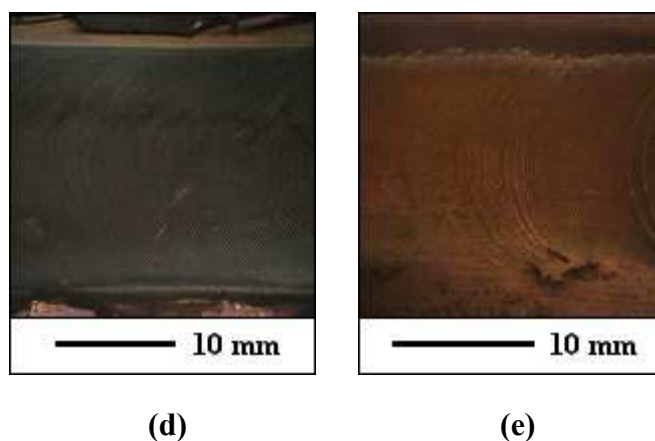




**Figura 5.1.** Aspecto superficial das amostras processadas: (a) CW66V30SA; (b) CW60V44SA; (c) CW114V50SA; (d) CW150V44SA; (e) CW150V50SA.

Na Figura 5.2 está representado o aspecto superficial das amostras processadas sem arrefecimento induzido. Em todas as amostras é possível observar uma distribuição regular das estrias arqueadas ao longo da linha de processamento, no entanto, para as amostras CW66V30SA e CW60V44SA, Figura 5.2 a) e b), é possível observar um corte longitudinal ao longo da linha de processamento, o que revela falta de pressão aplicada no processo. Na Figura 5.2 d), correspondente à amostra CW150V44SA, é possível observar formação de rebarba em ambos os lados da linha de processamento, o que pode ser explicado pela quantidade de calor adicionado conjugado com a pressão da ferramenta, uma vez que, este ensaio correspondeu àquele cuja relação  $\omega/v$  assumiu o valor mais elevado, perceptível também pela descoloração evidente na linha de processamento.

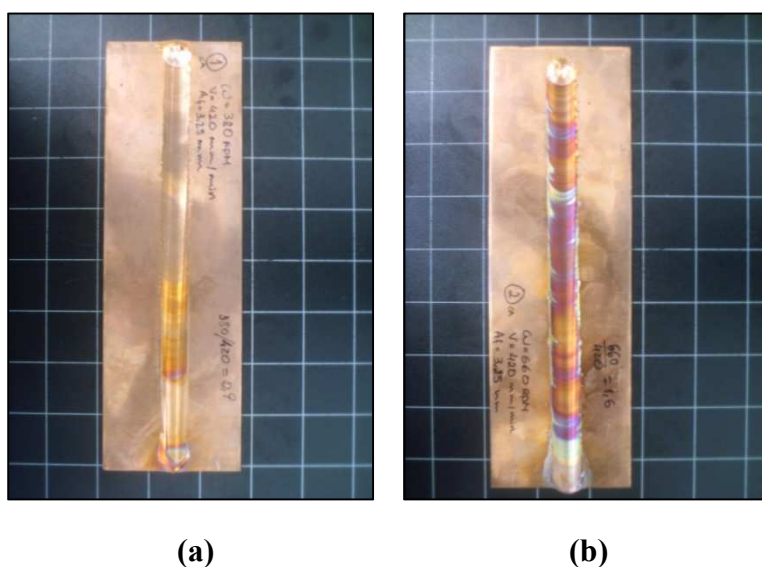


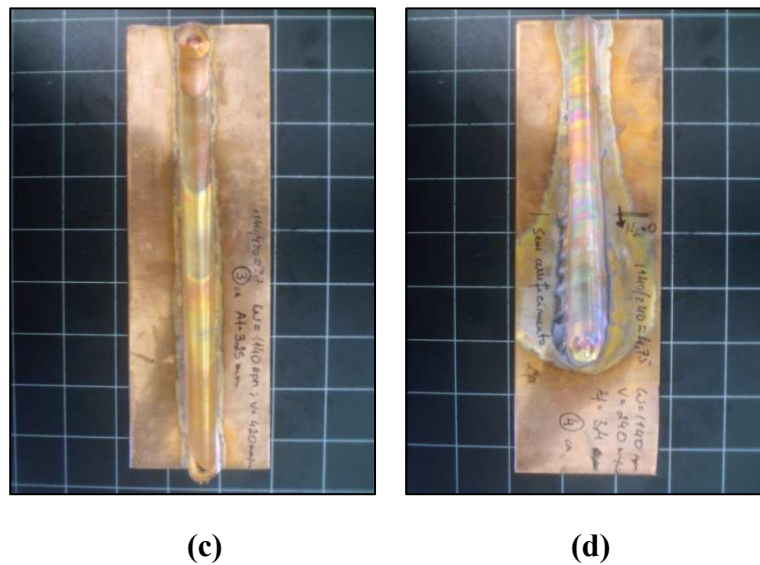


**Figura 5.2.** Detalhe do aspecto superficial das amostras processadas: (a) CW66V30SA; (b) CW60V44SA; (c) CW114V50SA; (d) CW150V44SA; (e) CW150V50SA.

Na Figura 5.3 é possível observar o aspecto superficial das amostras processadas com arrefecimento induzido, sendo perceptível que, com excepção da amostra CW114V24CA, Figura 5.3 d), praticamente não há descoloração das amostras.

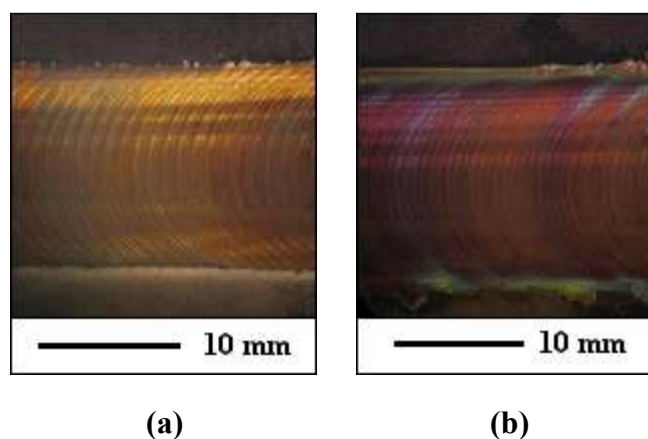
Por outro lado, numa primeira referência à importância do arrefecimento induzido, é notória a transição da zona de descoloração a meio da superfície da amostra CW114V24CA, Figura 5.3 d), estando este fenómeno relacionado com uma falha no fornecimento de azoto líquido, culminando num ciclo de temperaturas mais elevadas na parte final do referido ensaio.

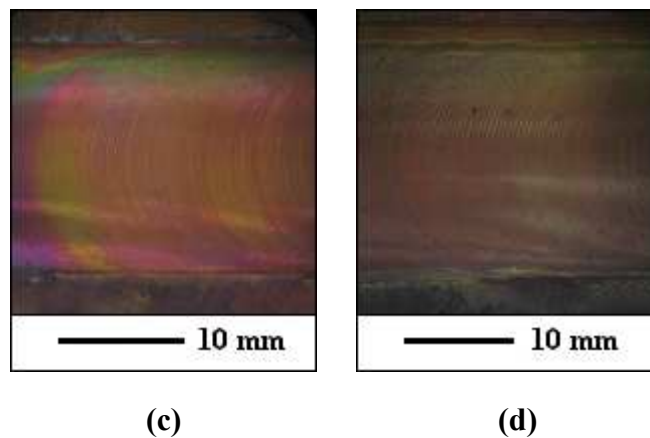




**Figura 5.3.** Aspecto superficial das amostras processadas: (a) CW38V42CA; (b) CW66V42CA; (c) CW114V42CA; (d) CW114V24CA.

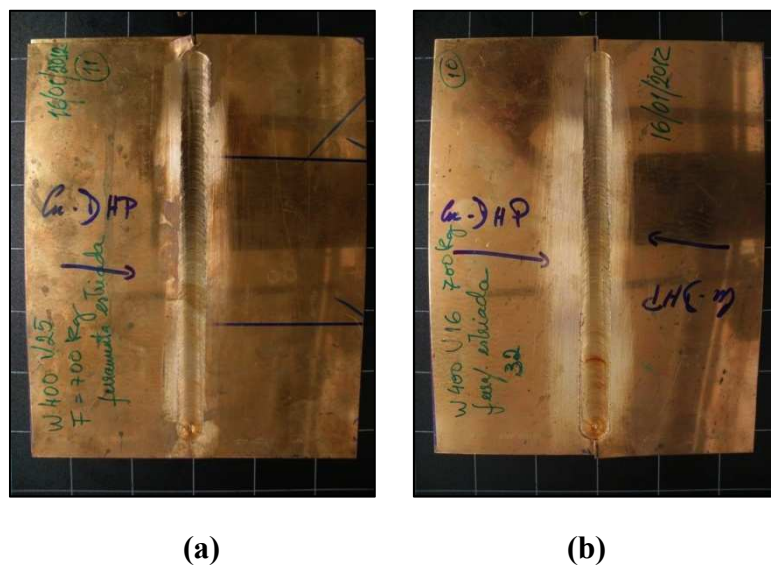
Na Figura 5.4 está representado em detalhe, o aspecto superficial das amostras processadas com arrefecimento induzido. Em todas elas observa-se uma distribuição uniforme das estrias arqueadas e, aparentemente, sem defeitos. É também possível observar que, consoante o aumento da relação  $\omega/v$ , a descoloração da superfície é mais evidente, ou seja, em ordem crescente, CW38V42CA, CW66V42CA, CW114V42CA e CW114V24CA, Figura 5.4 a), b), c) e d), a descoloração da superfície das amostras é mais evidente. Referência também para o espaçamento entre as estrias da amostra CW38V42CA, Figura 5.4 a), que é visivelmente maior em comparação com as restantes amostras, fruto da menor relação  $\omega/v$  aplicada.





**Figura 5.4.** Detalhe do aspecto superficial das amostras processadas: (a) CW38V42CA; (b) CW66V42CA; (c) CW114V42CA; (d) CW114V24CA.

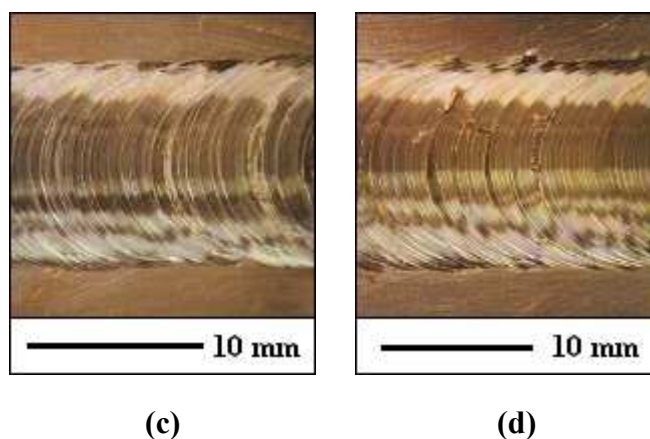
Na Figura 5.5 está representado o aspecto superficial das amostras processadas com ferramenta de base estriada. Em ambos os processamentos, não houve praticamente descoloração da superfície das chapas, para além de apresentarem óptimo aspecto e aparentemente sem defeitos.



**Figura 5.5.** Aspecto superficial das amostras processadas: (a) EW40V25SA; (b) EW40V16SA.

Na Figura 5.6 estão representadas as superfícies em detalhe das amostras processadas com base estriada, possuindo ambas uma distribuição regular das estrias arqueadas, provocadas pelo processo, para além de ausência de defeitos superficiais.





**Figura 5.6.** Detalhe do aspecto superficial das amostras processadas: (a) EW40V25SA; (b) EW40V16SA.

## 5.1.2. Análise Macrográfica

### 5.1.2.1. Processamento sem Arrefecimento Induzido

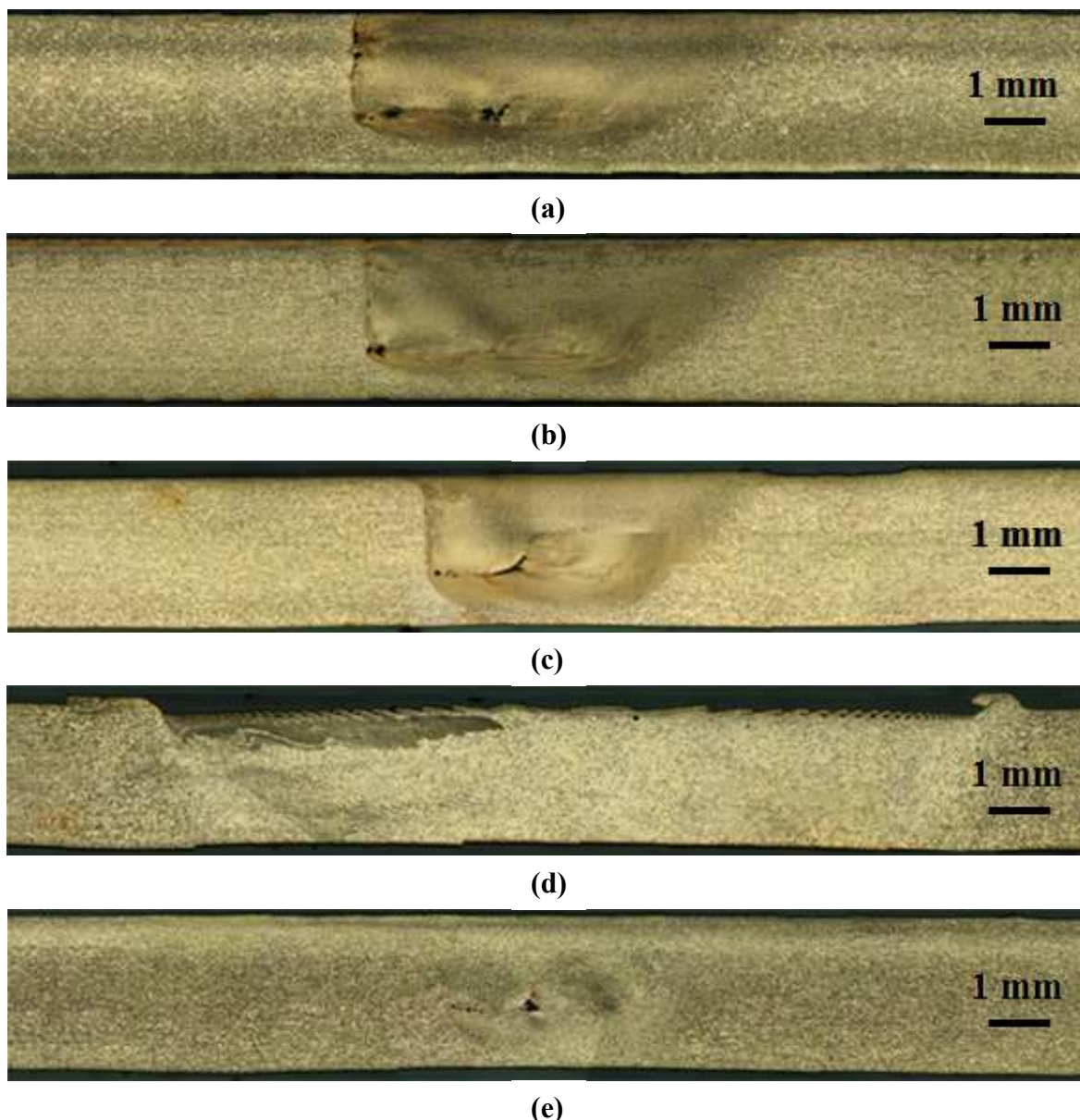
Na Figura 5.7 encontram-se representadas as secções transversais das zonas processadas, realizadas sem arrefecimento; é possível observar que em todas as zonas processadas, à excepção do CW150V44SA, Figura 5.7 d), existem poros na zona processada, particularmente no lado de avanço da ferramenta. O processamento CW150V44SA foi o realizado com maior relação  $\omega/v$ , à qual corresponde maior energia gerada no processo, conforme referido anteriormente. Estes poros podem ser explicados pela pouca energia adicionada ao processo, na medida em que o material processado arrefece e não preenche correctamente a região atrás do pino, impedindo o fluxo do material do lado de recuo para o lado de avanço. Estes poros podem também ser consequência da pouca pressão exercida pela ferramenta ou pela geometria desta (base da ferramenta), impossibilitando a geração de uma quantidade de calor suficiente para que o material tenha a fluidez necessária para preencher todos os espaços.

Referência também para a falta de profundidade aplicada em alguns dos processamentos, sendo possível observar que para as amostras CW66V30SA, CW60V44SA e CW114V50SA, Figura 5.7 a), b) e c), a zona processada não preencheu a totalidade da espessura das chapas. Isto ocorre precisamente nas soldaduras mais frias, o que sugere, menor plastificação do material, e portanto menor penetração da ferramenta.

Ainda relativamente à amostra CW150V44SA, Figura 5.7 d), constata-se que, sendo o ensaio cuja energia adicionada foi mais elevada, a deformação imposta e calor adicionado foi tal que ocorreu uma considerável redução da espessura, aproximadamente

10 %, devido ao amaciamento do material conjugado com a pressão da ferramenta. Neste caso o fluxo de material foi o adequado, prevenindo a formação de defeitos internos.

Portanto, observa-se que os defeitos são maiores para relações de  $\omega/v$  menores, consequência da pouca energia gerada no processo, o que impossibilita o fluxo correcto do material no preenchimento total da zona processada, dando azo à formação de poros.



**Figura 5.7.** Aspecto das secções transversais das amostras sem arrefecimento: (a) CW66V30SA; (b) CW60V44SA; (c) CW114V50SA; (d) CW150V44SA; (e) CW150V50SA.

### 5.1.2.2. Processamento com Arrefecimento Induzido

Na Figura 5.8 estão representadas as secções transversais das amostras processadas com arrefecimento induzido. Tal como se pode confirmar, as amostras com menores relações  $\omega/v$ , CW38V42CA e CW66V42CA, Figura 5.8 a) e b), apresentam poros. Tal como para as amostras processadas sem arrefecimento, a falta de preenchimento de toda a zona processada pode dever-se à pouca geração de calor que permitisse que o material fluísse correctamente, em torno do pino da ferramenta, do lado de recuo para o lado de avanço, de modo a preencher a cavidade deixada pela passagem do pino. Há que ter em conta que o arrefecimento induzido externamente amplia este efeito.

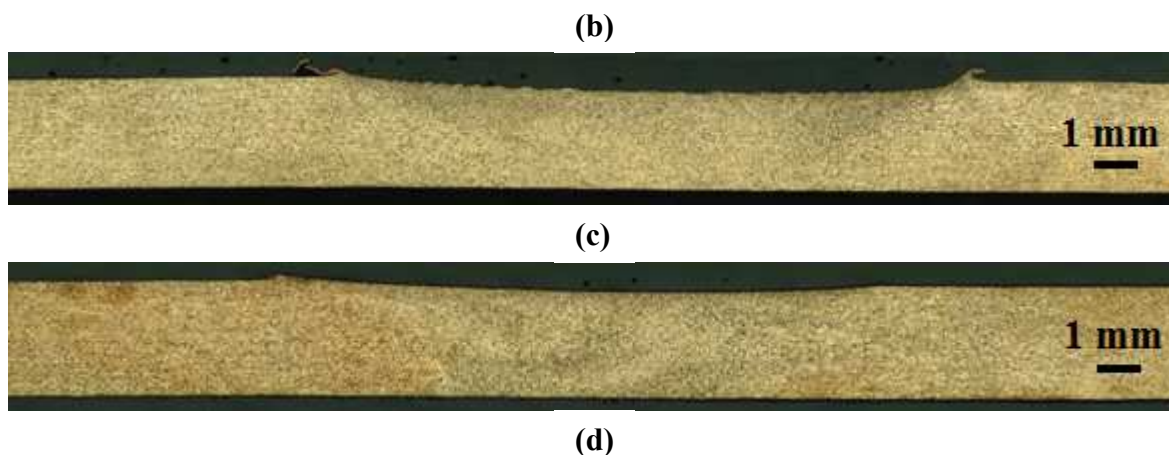
Ainda relativamente às amostras CW38V42CA e CW66V42CA, Figura 5.8 a) e b), é visível que a zona processada não ocupou na totalidade a espessura da chapa, o que pode ser justificado pelas razões aduzidas anteriormente.

Porém notou-se que não ocorreu uma significativa redução de espessura. Tal facto tinha sucedido para a amostra processada sem arrefecimento CW150V44SA, Figura 5.7 d), cuja razão entre velocidade de rotação e velocidade de avanço ( $\omega/v$ ) teve um valor de aproximadamente 3,41. No processamento com arrefecimento induzido, o maior valor obtido para  $\omega/v$  foi de 4,75, correspondendo à amostra CW114V24CA, Figura 5.8 d), no entanto tal fenómeno não aconteceu, o que indica que o arrefecimento induzido retirou o calor suficiente para que não ocorresse excessivo amaciamento do material e consequente afundamento da ferramenta devido à pressão imposta. Curiosamente a soldadura CW114V42CA, Figura 5.8 c), realizada com uma relação  $\omega/v = 2.71$  não apresenta poros ao contrário da CW150V50SA, Figura 5.7 e), com  $\omega/v = 3$ , o que pode apontar para uma maior força axial na realização da soldadura. Repare-se que todas as soldaduras foram realizadas em controlo de posição, e nesse caso não é possível controlar correctamente a força axial.



(a)

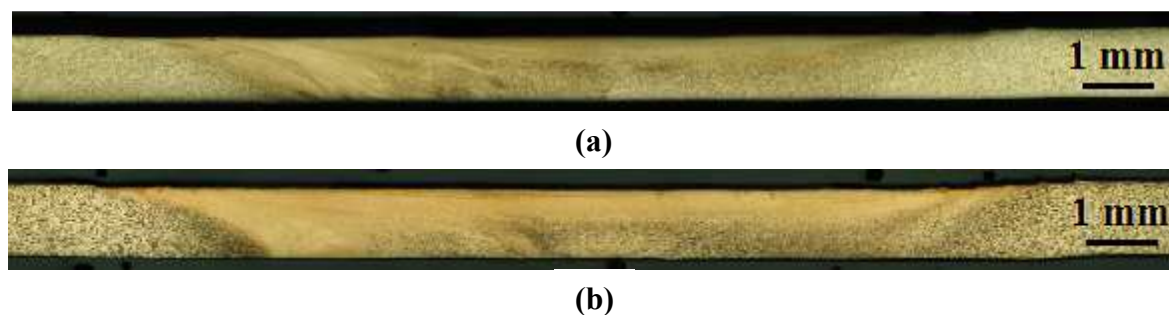




**Figura 5.8.** Aspecto das secções transversais das amostras com arrefecimento induzido: (a) CW38V42CA (50X); (b) CW66V42CA (50X); (c) CW114V42CA (50X); (d) CW114V24CA (50X).

### 5.1.2.3. Processamento com ferramenta de base estriada

Na Figura 5.9 encontram-se representadas as secções transversais das amostras processadas com ferramenta de base estriada. As soldaduras, a olho nu, aparentemente, não apresentam os defeitos verificados em alguns dos processamentos com e sem arrefecimento induzido, embora em chapas de espessura diferente, verificando-se um preenchimento completo ao longo da espessura da zona processada, o que dá uma perspectiva da eficiente condução do material deformado da extremidade da base para o pino, proporcionada pelas estrias embutidas na base da ferramenta.



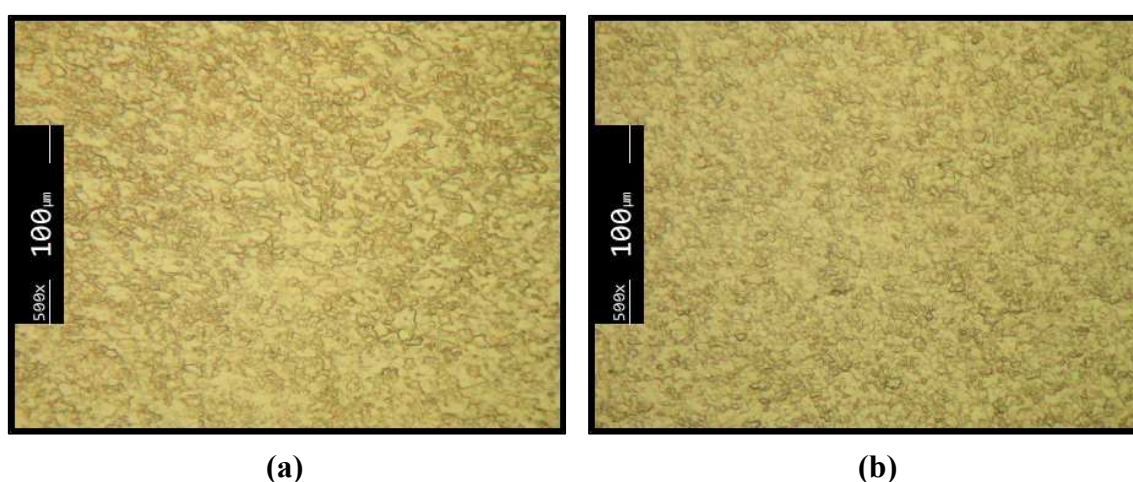
**Figura 5.9.** Aspecto das secções transversais das amostras processadas com ferramenta de base estriada: (a) EW40V25CA (50X); (b) EW40V16CA (50X).

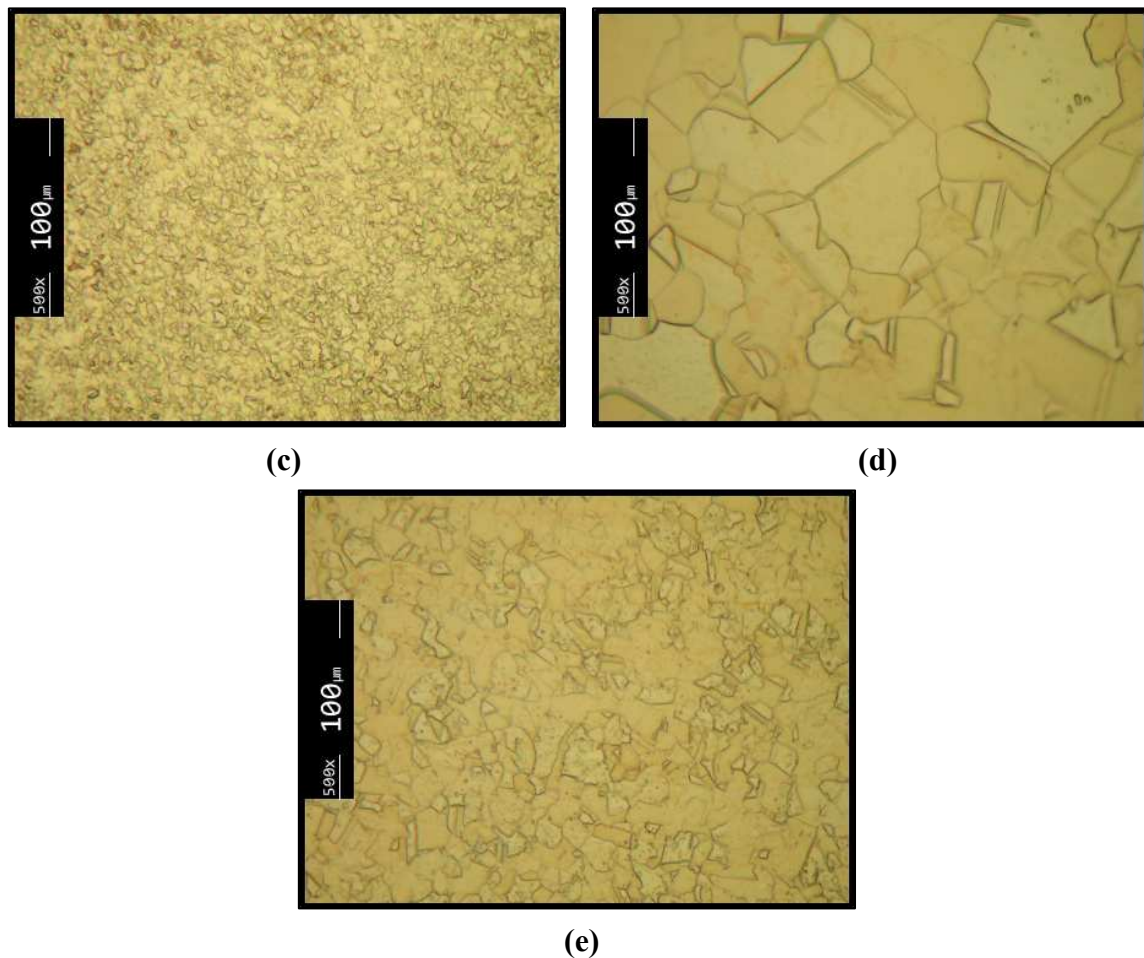
## 5.2. Análise Estrutural

Com o intuito de demonstrar as alterações estruturais nas amostras processadas, induzidas pelos diferentes parâmetros utilizados no decorrer do presente estudo, foram realizadas análises metalográficas de cada um dos ensaios realizados, tendo sido caracterizadas as diferentes zonas microestruturais específicas da ligação.

### 5.2.1. Processamento sem Arrefecimento Induzido

Na Figura 5.10 encontra-se representado o *Nugget* de cada uma das diferentes amostras a uma ampliação de 500x. A generalidade das microestruturas é caracterizada por um grão equiaxial. É também possível desde logo compreender a influência que os parâmetros de processo têm na microestrutura final das amostras. É perceptível, após observação da figura, que para os processos envolvendo maiores relações  $\omega/v$ , CW150V44SA e CW150V50SA, Figura 5.10 d) e e) o tamanho de grão é substancialmente maior que para os restantes processamentos. Pensa-se que a maior quantidade de calor gerado nestes casos conduz a um maior período de exposição das estruturas a temperaturas superiores à de recristalização, permitindo assim que ocorra o crescimento dos grãos recentemente recristalizados. Em contra partida, nas amostras CW66V30SA, CW60V44SA e CW114V50SA, Figura 5.10 a), b) e c), cujas relações  $\omega/v$  foram inferiores, observa-se uma microestrutura de grão mais refinado.



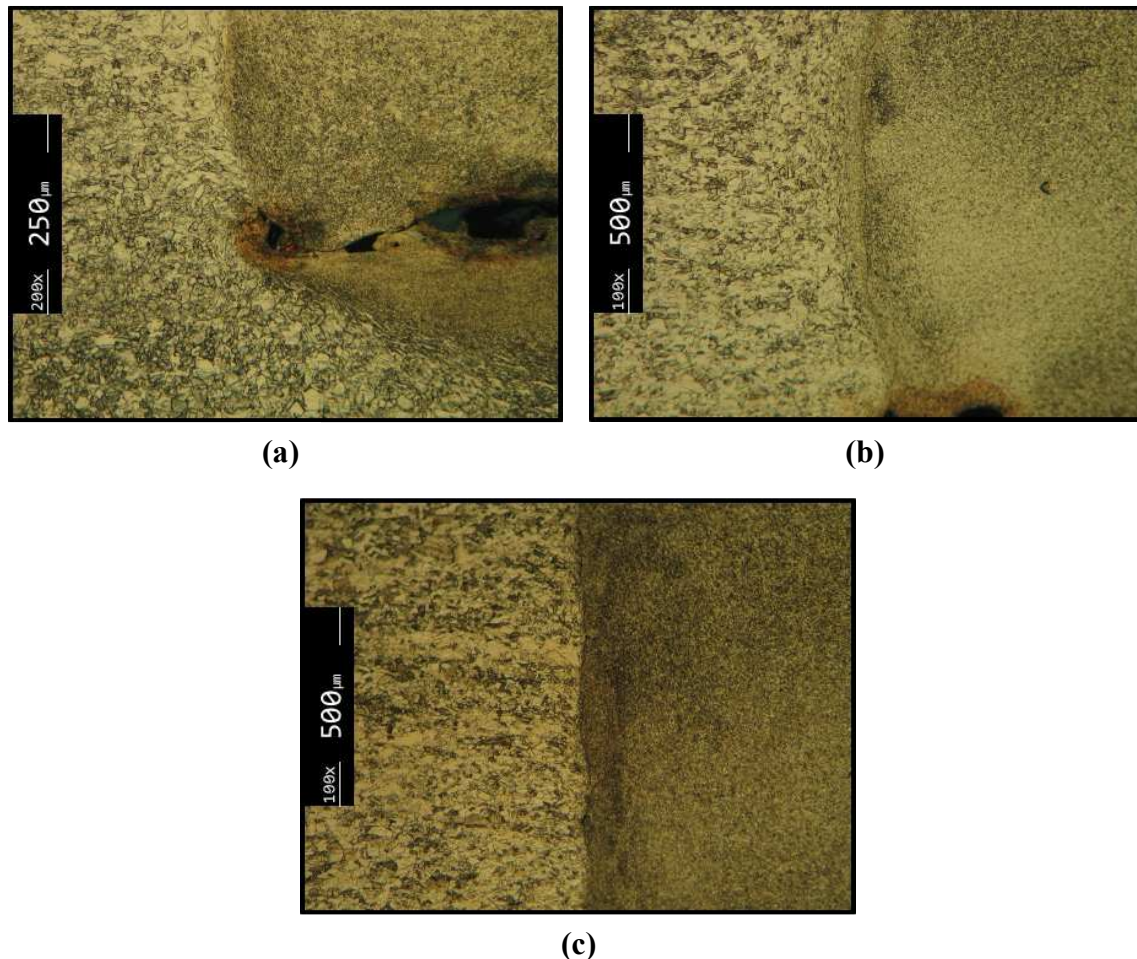


**Figura 5.10.** Microestrutura do Nugget das amostras processadas sem arrefecimento: (a) CW66V30SA (500X); (b) CW60V44SA (500X); (c) CW114V50SA (500X); (d) CW150V44SA (500X); (e) CW150V50SA (500X).

Na Figura 5.11 estão representadas algumas das zonas de transição para MB das amostras processadas. É possível verificar que para processos que envolvam baixas relações  $\omega/v$ , a transição, no lado de avanço da ferramenta, entre *Nugget*, ZTMA e ZTA é abrupta. Podemos verificar que, para as amostras CW66V30SA, CW60V44SA e CW114V50SA, Figura 5.11 a), b) e c), é quase possível observar uma disrupção entre o *Nugget* e a ZTA. Esta transição abrupta pode dever-se à escassa energia adicionada, uma vez que, embora fortemente deformada e exposta a temperaturas elevadas, estas não foram de tal forma suficientes para que ocorresse recristalização dinâmica, não sendo de todo possível obter uma caracterização clara da ZTMA.

É também possível verificar que para a CW66V30SA e CW60V44SA, Figura 5.11 a) e b), há existência de poros, resultado do fraco escoamento do material em torno do

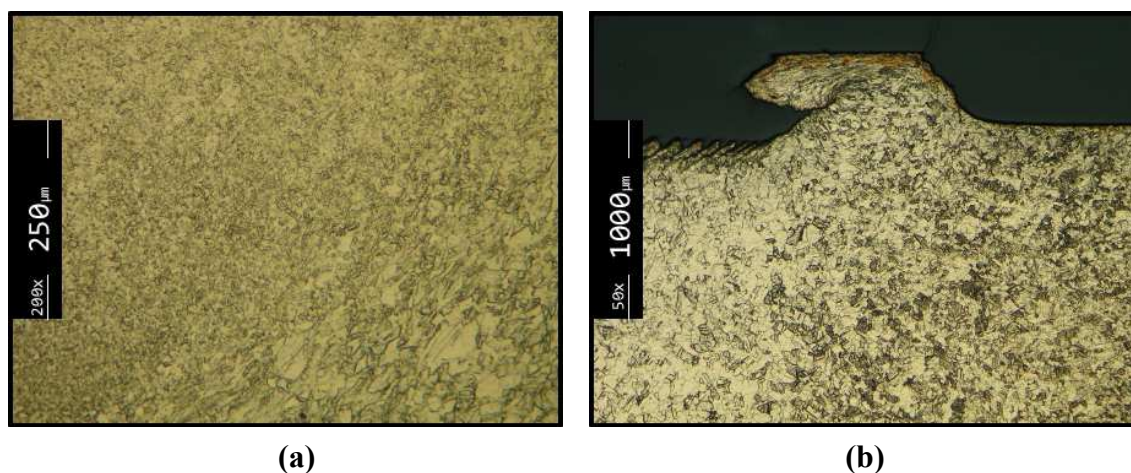
pino, o que confirma que a quantidade de energia adicionada, não conferiu a fluidez necessária ao material para o preenchimento total da zona processada.



**Figura 5.11.** Transição entre ZTA e Nugget (avanço): (a) CW66V30SA (200X); (b) CW60V44SA (100X); (c) CW114V50SA (100X).

Na Figura 5.12 está representada a zona de transição entre o *Nugget* e a ZTA, relativas ao lado de recuo, de duas das amostras processadas: Uma amostra resultante de um processamento envolvendo reduzida relação  $\omega/v$ , (a), e outra amostra cujo valor de  $\omega/v$  foi a que teve valor mais elevado, (b). Observando a amostra CW66V30SA, Figura 5.12 a), é perceptível a transição de grão refinado do *Nugget* para uma estrutura de grão deformado e alongado, característica da ZTMA. A seguir observa-se uma zona cujo grão, não é deformado, mas cujo crescimento de grão é efectivo e mais próximo daquele que caracteriza o metal base, correspondendo esta zona à ZTA.

Por outro lado, a amostra CW150V44SA, Figura 5.12 b), evidencia uma transição do *Nugget* para o metal base totalmente diferente. Esta vai de um grão mais grosseiro no *Nugget* para uma quase inexistente ZTMA, que por sua vez transita para a ZTA cujo grão já é visivelmente menor, rematando no metal de base cujo tamanho de grão é o menor das quatro zonas características. Mais uma vez a energia adicionada e consequente extensão do ciclo térmico, surge como principal responsável pelo crescimento efectivo do tamanho de grão recristalizado.



**Figura 5.12.** Transição entre ZTA e Nugget (recuo): (a) CW66V30SA (200X); (b) CW150V44SA (50X).

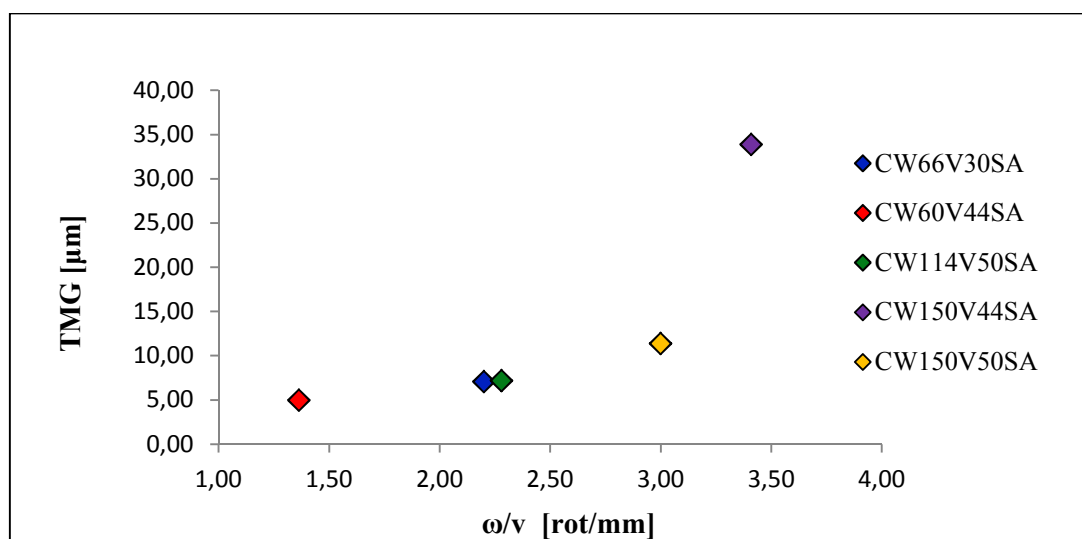
Ou seja, fica claro que, quanto maior a quantidade de calor adicionado, maior vai ser o tamanho de grão recristalizado. E, após a análise de tamanho médio de grão no interior do Nugget, cujo resumo é exposto na Tabela 5.1, bem como o respectivo desvio padrão ( $\sigma$ ), é possível confirmar esta tendência. De salientar que, a energia adicionada na amostra CW150V44SA foi de tal modo elevada que o tamanho médio de grão quase dobrou relativamente ao metal base.

**Tabela 5.1.** Tamanho médio grão (TMG) das amostras processadas sem arrefecimento

Amostra	$\omega/v$ [rot/mm]	TMG [ $\mu\text{m}$ ]	$\sigma$ [ $\mu\text{m}$ ]
CW66V30SA	2,20	7,1	2,2
CW60V44SA	1,36	5,0	1,2
CW114V50SA	2,28	7,2	1,3
CW150V44SA	3,41	33,9	12,6
CW150V50SA	3,00	11,4	4,1



Na Figura 5.13 é possível observar a evolução do tamanho médio de grão com a relação  $\omega/v$ , sendo que essa relação procura dar uma ideia da quantidade de calor adicionado.

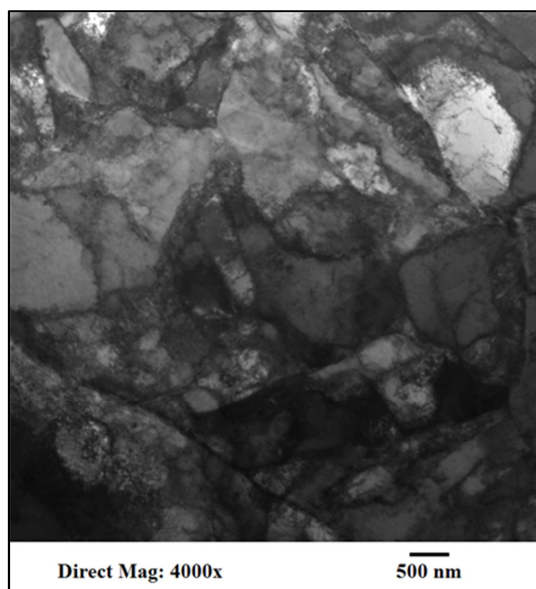


**Figura 5.13.** Evolução do tamanho médio de grão com a relação ( $\omega/v$ ).

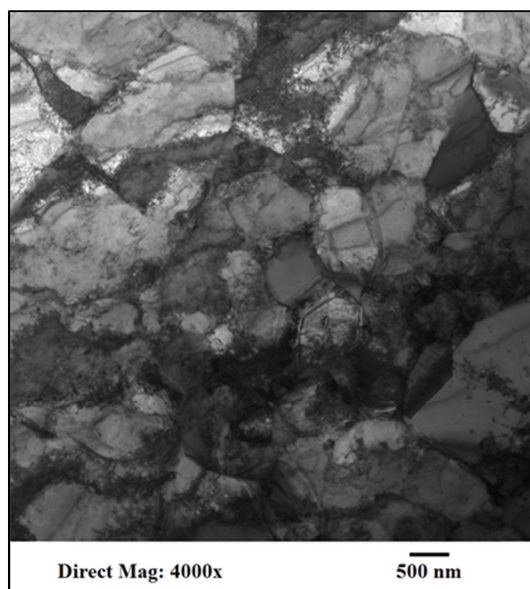
Foi possível, com recurso a TEM, obter uma caracterização mais detalhada microestrutura do Nugget formada após o PFL, conforme se ilustra na Figura 5.14. Nesta figura ilustram-se sub-grãos com dimensões médias na ordem dos 300, 400, 500, 800 nm e 1  $\mu\text{m}$  para as amostras CW60V44SA, CW66V30SA, CW114V50SA, CW150V50SA e CW150Y44SA, Figura 5.14 b), a), c), e) e d), respectivamente.

Como é proposto por Su et al. (2006), os grãos recristalizados crescem durante o ciclo térmico do processo enquanto novas deslocações são geradas por deformação plástica no interior dos grãos maiores, seguindo a recuperação dinâmica nos grãos com elevada densidade de deslocações. Ou seja, quanto maior a energia adicionada, menor vai ser a densidade de deslocações, uma vez que, com o aumento da temperatura, há um favorecimento na velocidade de movimentação das deslocações, favorecendo assim a sua dissipação. Tal como podemos observar na Figura 5.14, a densidade de deslocações é mais reduzida para as amostras cuja adição de calor foi mais elevada, CW150V44SA e CW150V50SA, Figura 5.14 d) e e), sendo mais elevada nas restantes amostras, CW66V30SA, CW60V44SA e CW114V50SA, Figura 5.14 a), b) e c), uma vez que, sendo

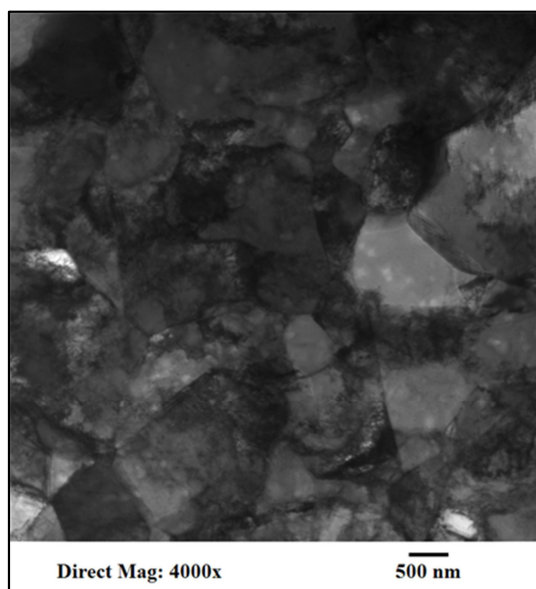
o seu ciclo térmico inferior, a recuperação dinâmica foi interrompida por défice de temperatura, originando portanto, uma estrutura cristalina mais refinada.



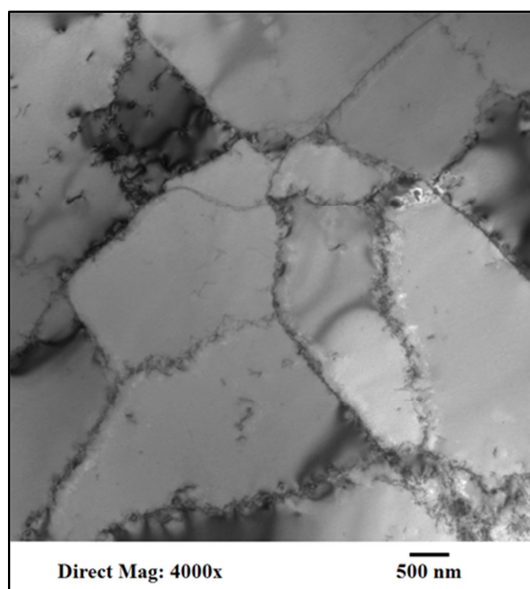
(a)



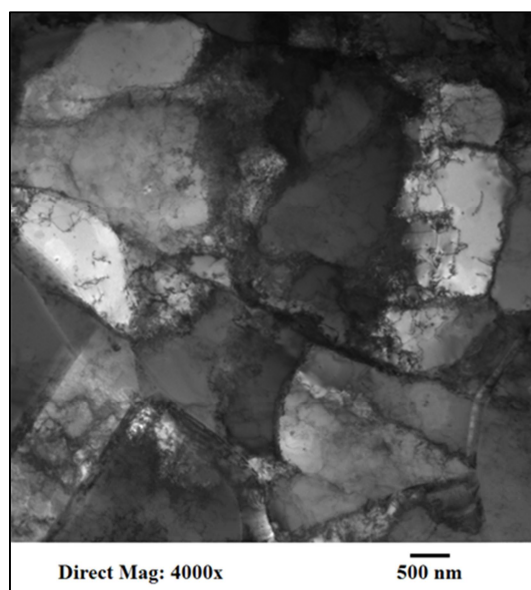
(b)



(c)



(d)

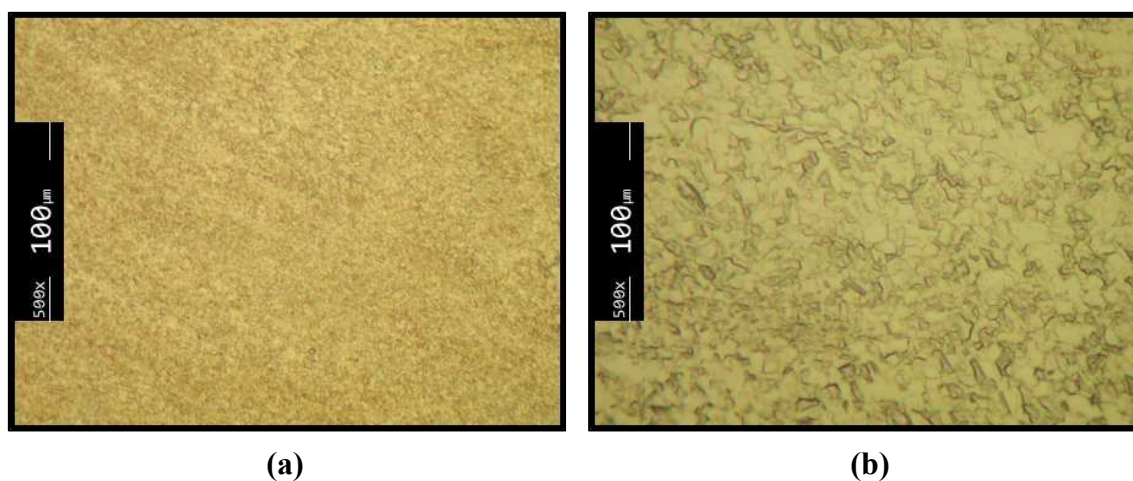


(e)

**Figura 5.14.** Microscopia electrónica de transmissão das amostras processadas: (a) CW66V30SA; (b) CW60V44SA; (c) CW114V50SA; (d) CW150V50SA; (e) CW150V50SA.

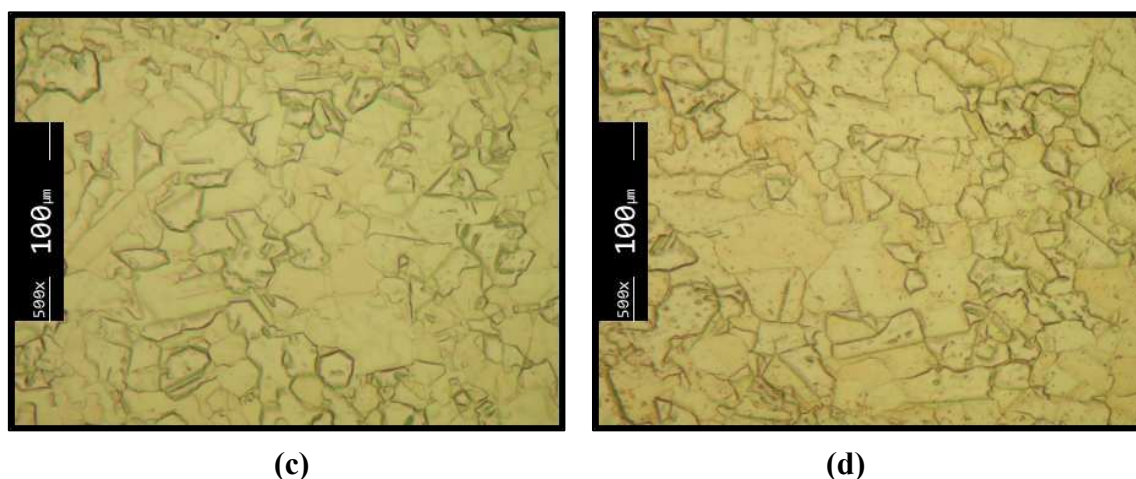
### 5.2.2. Processamento com Arrefecimento Induzido

Na Figura 5.15 encontra-se ilustrada a microestrutura do Nugget de cada uma das diferentes amostras, numa ampliação de 500x. A estrutura de todas as amostras apresenta grão aproximadamente equiaxial e algumas com maclas. Tal como verificado para as amostras realizadas sem arrefecimento induzido, o aumento da relação  $\omega/v$  no processamento condiciona significativamente a microestrutura refinada. É possível verificar que para o ensaio CW38V42CA, Figura 5.15 a), cuja adição de energia foi a mais baixa, a microestrutura obtida é muito refinada, quando comparada com os ensaios restantes, onde os valores de energia adicionada terão sido superiores.



(a)

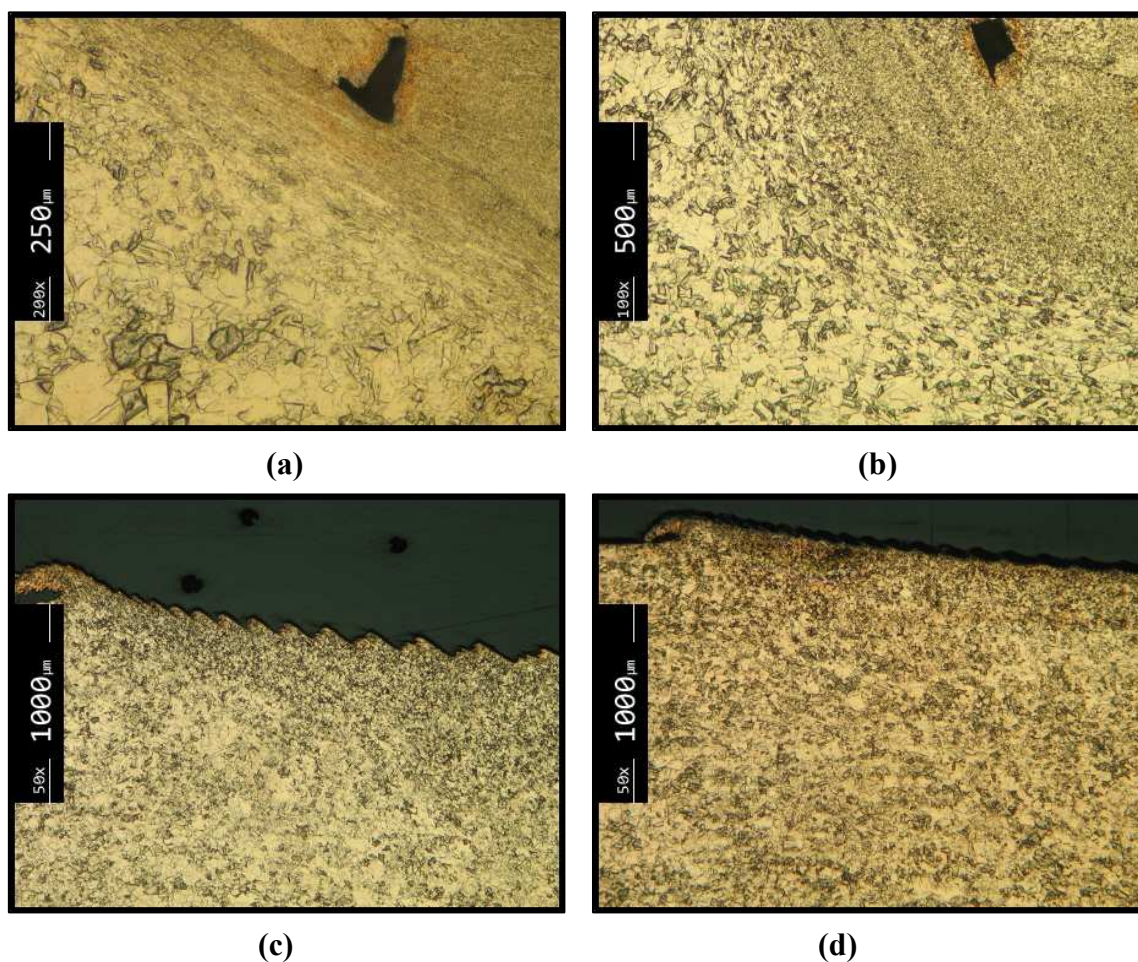
(b)



**Figura 5.15.** Microestrutura do Nugget das amostras processadas com arrefecimento: (a) CW38V42CA (500X); (b) CW66V42CA (500X); (c) CW114V42CA (500X); (d) CW114V24CA (500X).

Observando a Figura 5.16, pode-se verificar que nos ensaios realizados com menor relação  $\omega/v$ , CW38V42CA e CW66V42CA, Figura 5.16 a) e b), a transição entre ZTA e o *Nugget* é mais perceptível. É possível distinguir a transição entre o *Nugget*, cujo tamanho de grão é mais refinado, uma zona onde o grão é mais alongado e deformado, característica da ZTMA, e uma zona onde o tamanho de grão cresce relativamente, assemelhando-se ao grão do metal base. Já para os ensaios onde a relação  $\omega/v$  utilizada foi mais elevada, a transição não é tão evidente, caracterizando-se por uma estrutura de grão quase uniforme entre o *Nugget* e o metal de base, no entanto, para a amostra CW114V42CA, Figura 5.16 c), é possível observar uma zona de grão mais refinado, correspondendo esta zona ao *Nugget*, conforme a Figura 5.16 b).

Verificou-se também que os provetes CW36V42CA e CW66V42CA, Figura 5.16 a) e b), apresentam poros, fruto do fraco escoamento do material em torno do pino, o que confirma que a quantidade de energia adicionada, ou a incapacidade da ferramenta para gerar calor, não conferiu a fluidez necessária ao material para o preenchimento total da zona processada, tal como havia acontecido para os ensaios sem arrefecimento.



**Figura 5.16.** Transição entre ZTA e Nugget (avanço): (a) CW38V42CA (200X); (b) CW66V42CA (100X); (c) CW114V42CA (50X); (d) CW114V24CA (50X).

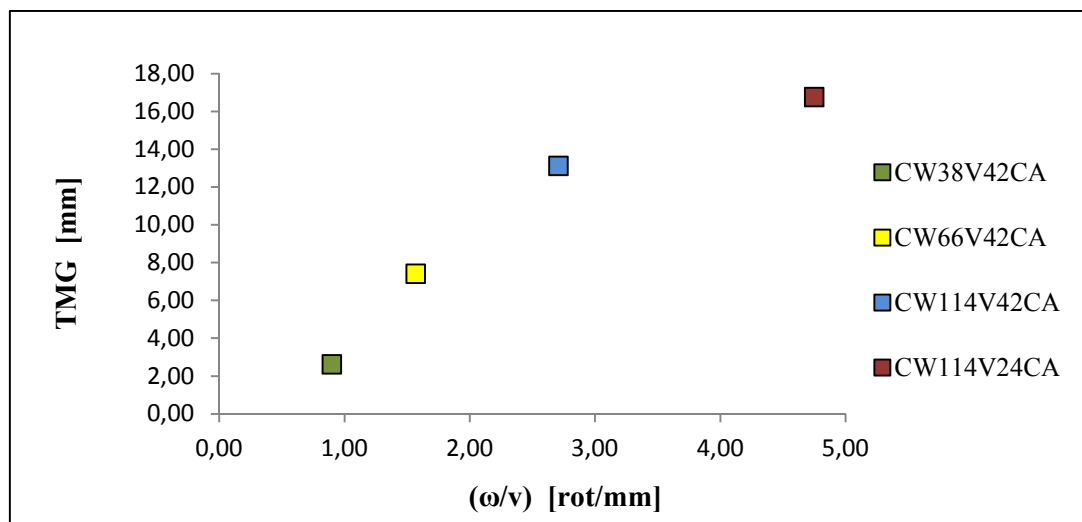
Tal como se verificou para os ensaios sem arrefecimento, aqui também ocorre o crescimento de grão com o aumento da relação  $\omega/v$ . Na Tabela 5.2 estão expostos os resultados obtidos na análise do tamanho de grão dos ensaios com arrefecimento induzido.

**Tabela 5.2.** Tamanho médio grão (TMG) das amostras processadas com arrefecimento

Amostra	$\omega/v$ [rot/mm]	TMG [ $\mu\text{m}$ ]	$\sigma$ [ $\mu\text{m}$ ]
CW38V42CA	0,90	<b>2,6</b>	1,1
CW66V42CA	1,57	<b>7,4</b>	2,4
CW114V42CA	2,71	<b>13,1</b>	6,2
CW114V24CA	4,75	<b>16,7</b>	5,9

Na Figura 5.17 é possível observar a evolução do tamanho médio de grão com a quantidade de calor adicionado. A quantidade de calor é quantificada pela razão entre a

velocidade de rotação e a velocidade de avanço ( $\omega/v$ ). Consoante se pode verificar, com o aumento dessa razão, maior é o tamanho de grão.



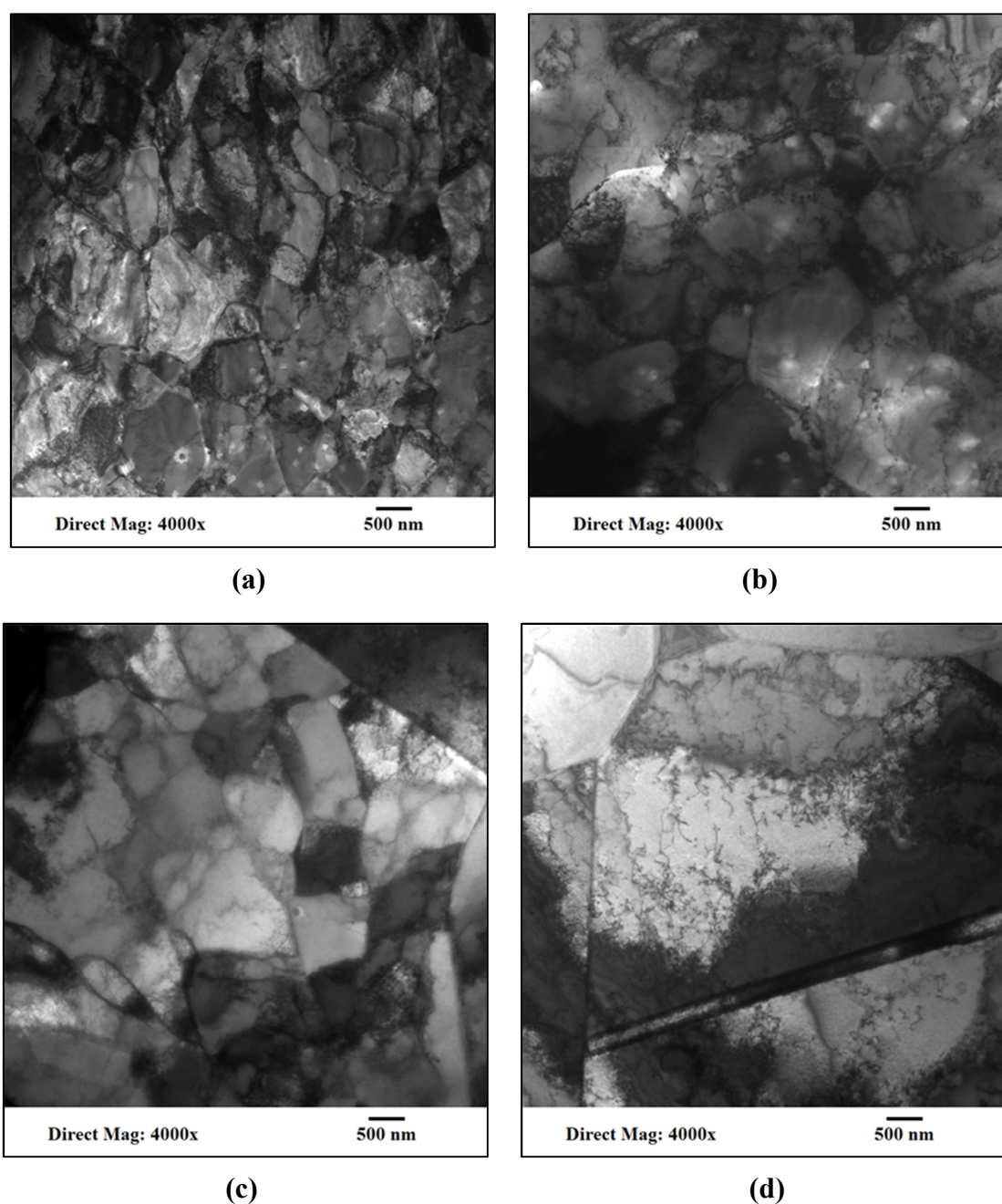
**Figura 5.17.** Evolução do tamanho médio de grão com a relação ( $\omega/v$ ).

Foi possível, com recurso a TEM, obter uma caracterização mais detalhada da microestrutura do Nugget formada após o PFL, conforme se ilustra na Figura 5.18. Tal como observado para as amostras sem arrefecimento induzido, o aumento da relação  $\omega/v$  conduz a um aumento do TMG, sendo possível observar sub-grãos com cerca de 200, 300, 400 e 600 nm para as amostras CW38V42CA, CW66V42CA, CW114V42CA e CW114V24CA, Figura 5.18 a), b), c) e d), respectivamente.

Na Figura 5.18 é possível observar que ambas as amostras possuem microestruturas de grão refinado, equiaxial, e com elevada densidade de deslocações e sub-grãos. A grande densidade de deslocações pode dever-se à deformação plástica imposta e à ruptura do ciclo térmico induzido pelo processamento, o que impediu a recuperação dinâmica completa.

O facto das amostras CW114V42CA e CW114V24CA, Figura 5.18 c) e d), terem menos deslocações e maior TMG deve-se à maior energia gerada no processo, que implicou o aumento da temperatura, e conseqüente favorecimento na velocidade de movimentação das deslocações, favorecendo assim a sua dissipação (Su et al., 2006).

É também possível observar na Figura 5.18 d), correspondente à amostra CW114V24CA, a presença maclas de recozimento.

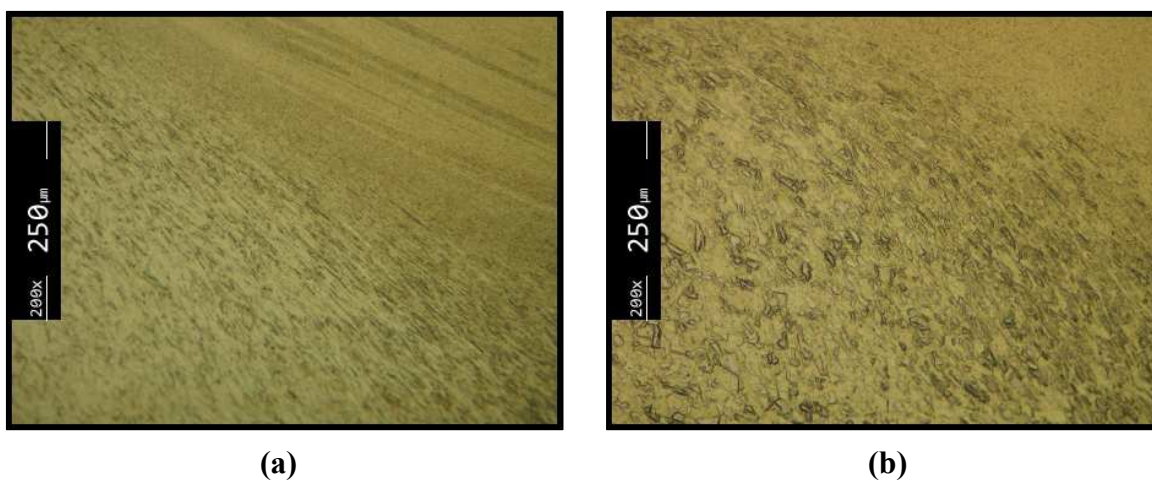


**Figura 5.18.** Microscopia electrónica de transmissão das amostras processadas: (a) CW38V42CA; (b) CW66V42CA; (c) CW114V42CA; (d) CW114V24CA.

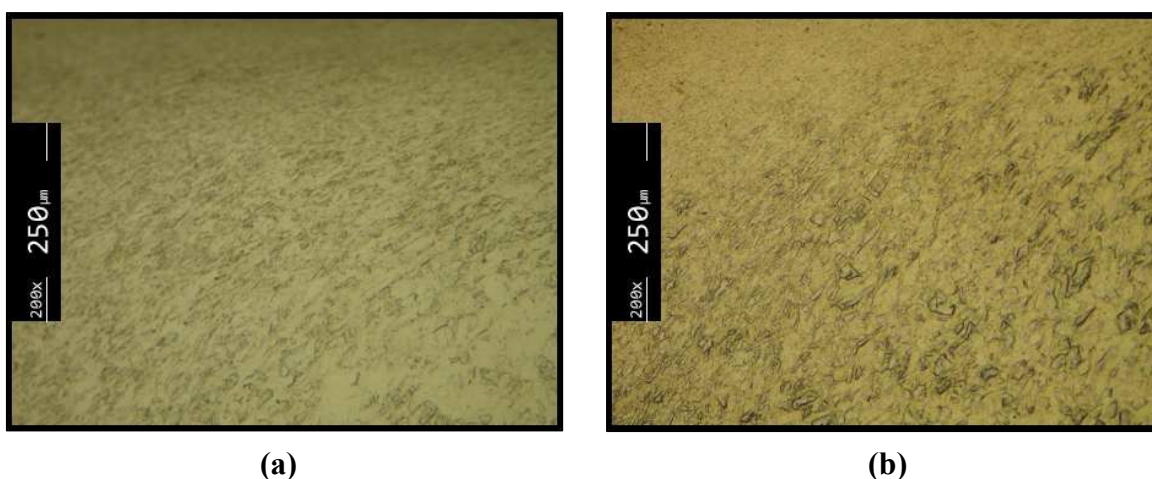
### 5.2.3. Processamento com Ferramenta de Base Estriada

Na Figura 5.19 encontra-se representada a zona de transição entre a ZTA e o *Nugget* dos ensaios realizados com ferramenta de base estriada, correspondente ao lado de avanço da ferramenta. Na Figura 5.20 é representada a zona transição entre *Nugget* e ZTA, correspondente ao lado de recuo.

Tanto para a amostra EW40V25SA, Figura 5.19 a) e Figura 5.20 a), como para a amostra EW40V16SA, Figura 5.19 b) e Figura 5.20 b), é possível identificar as três zonas características, isto é, uma zona onde o tamanho de grão tem dimensões semelhantes ao do MB, correspondente à ZTA, para um grão deformado e alongado, característico da ZTMA, para um grão altamente refinado, correspondente ao *Nugget*. Na Figura 5.19 a), correspondente à amostra EW40V25SA, é também possível observar a existência de estrias, provocadas pelo escoamento do material, na zona correspondente ao *Nugget*.



**Figura 5.19.** Transição entre ZTA e Nugget (avanço): (a) EW40V25SA (200X); (b) EW40V16SA (200X).



**Figura 5.20.** Transição entre Nugget e ZTA (recuo): (a) EW40V25SA (200X); (b) EW40V16SA (200X).

Relativamente à avaliação do TMG, além de não ter sido possível com recurso a microscopia óptica, dado às dimensões extremamente reduzidas dos grãos, por problemas técnicos não foi possível realizar a análise em microscopia electrónica de transmissão,



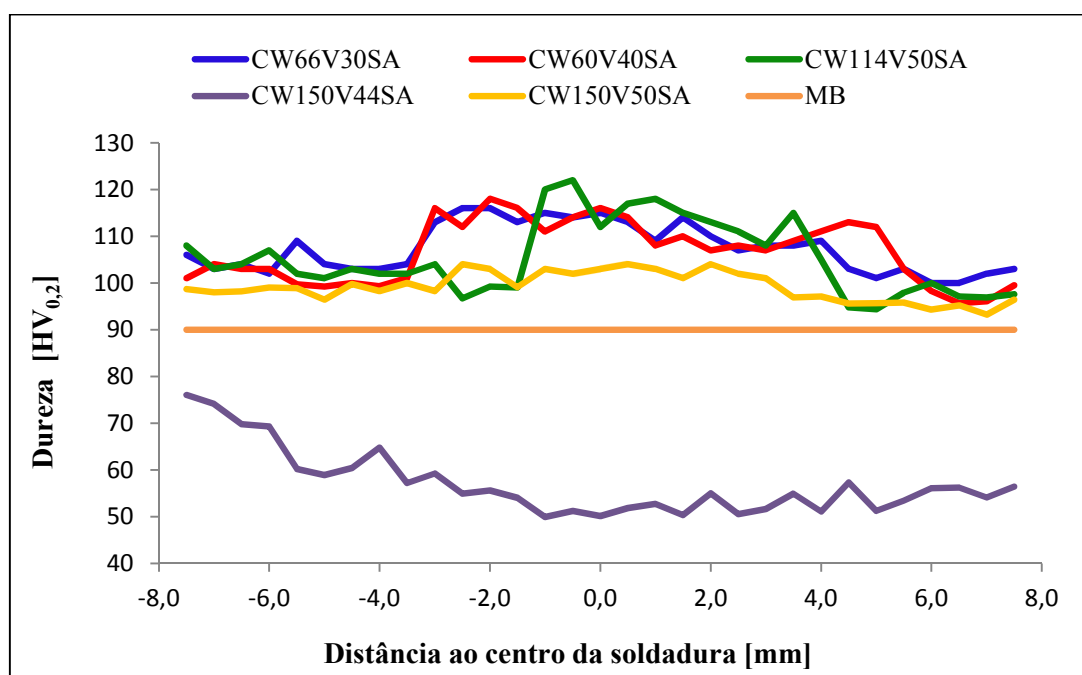
conforme tinha sido realizado para as soldaduras anteriores. Contudo, com a realização dos ensaios de dureza e, com resultados obtidos por outros autores, poder-se-á ter uma ideia do TMG, antevendo-se um TMG extremamente reduzido.

### 5.3. Avaliação de Dureza

A avaliação da dureza tem como objectivo medir a resistência do material à indentação provocada pelo equipamento de teste, registando a alteração das propriedades mecânicas que, consoante os parâmetros e condições de soldadura, o processo de soldadura induziu nas propriedades do material.

#### 5.3.1. Processamento sem Arrefecimento Induzido

Na Figura 5.21 encontram-se ilustrados os perfis de dureza obtidos nos diferentes pontos da secção transversal, de todos os processamentos realizados sem arrefecimento, em função da distância ao centro do processamento. Como é possível observar pela figura, em todos os processamentos, à excepção do CW150V44SA, que corresponde ao ensaio com maior relação  $\omega/v$ , verificou-se um aumento da dureza quando comparado ao MB, sendo que, os valores máximos de dureza obtidos são, na generalidade, ao centro do processamento, zona correspondente ao *Nugget*, contrapondo com o ensaio CW150V44SA, cujos valores mínimos foram obtidos ao centro do processamento. Tal facto pode dever-se à maior relação  $\omega/v$  aplicada ao processamento, que de algum modo, traduz a quantidade de calor gerado ao longo do processamento. A maior quantidade de calor gerado, e conseqüente aumento do ciclo térmico, conduziu a um maior crescimento de grão e por conseguinte a diminuição das propriedades mecânicas, neste caso, a dureza.



**Figura 5.21.** Evolução da dureza ao longo da secção transversal das amostras sem arrefecimento induzido

Na Tabela 5.3 estão representados os valores médios de dureza obtidos para os diferentes processamentos realizados sem arrefecimento induzido. É perceptível que, com o aumento da relação  $\omega/v$ , ocorre uma diminuição da dureza média, como também se pode verificar pela Figura 5.22. Como visto na secção 5.2.1, com o aumento da relação  $\omega/v$  ocorre um aumento do TMG, e segundo a lei de Hall-Petch, o aumento do TMG está associado a uma redução das propriedades mecânicas do material.

**Tabela 5.3.** Valores de dureza média para os ensaios realizados sem arrefecimento induzido.

Amostra	$\omega/v$ [rot/mm]	TMG [ $\mu\text{m}$ ]	Dureza Média [HV <sub>0,2</sub> ]
CW66V30SA	2,20	7,1	<b>107,4</b>
CW60V44SA	1,36	5,0	<b>106,6</b>
CW114V50SA	2,28	7,2	<b>105,3</b>
CW150V44SA	3,41	33,9	<b>57,0</b>
CW150V50SA	3,00	11,4	<b>99,2</b>

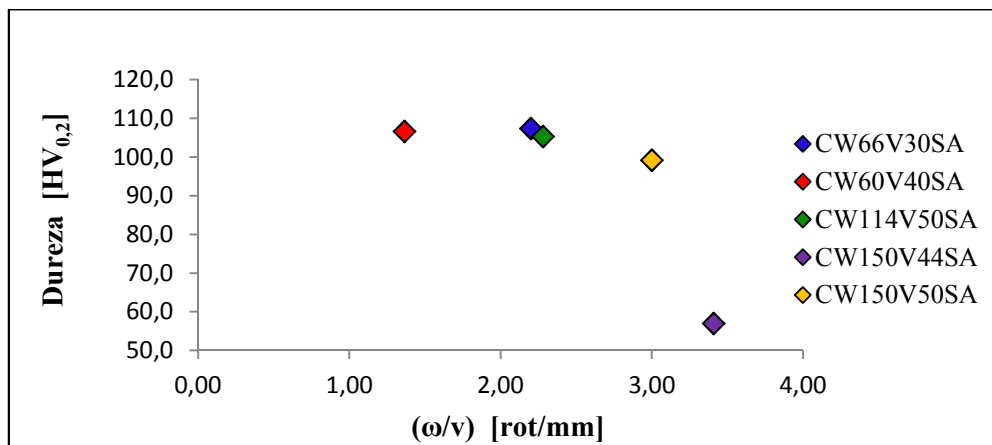


Figura 5.22. Evolução da dureza média com a relação  $\omega/v$ .

A lei de Hall-Petch relaciona a variação da resistência de um material com o tamanho de grão, esta relação indica que, a diminuição do tamanho de grão conduz a um aumento da resistência do material (Chokshi et al., 1989). Para os metais convencionais, a diminuição do tamanho de grão está associado a um aumento de dureza e resistência. Esta relação é denominada de efeito de Hall-Petch, e é geralmente causado pelas fronteiras de grão que, quanto mais pequenas, mais dificuldade criam à formação e/ou movimento das deslocações (Schjøtz et al., 1998). Como é possível observar pela Figura 5.23 e pela Tabela 5.3, com a diminuição do TMG ocorre um aumento da dureza.

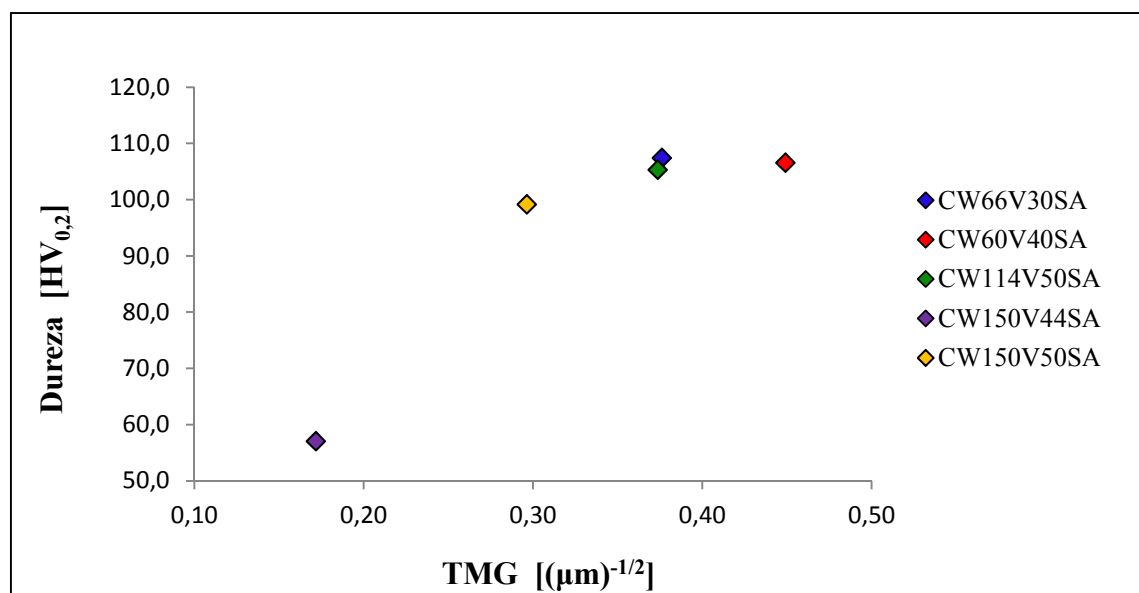


Figura 5.23. Evolução da dureza média com o TMG.

### 5.3.2. Processamento com Arrefecimento Induzido

Na Figura 5.24 encontram-se ilustrados os perfis de dureza obtidos nos diferentes pontos da secção transversal, de todos os processamentos realizados com arrefecimento, em função da distância ao centro do processamento. Pela observação da figura percebe-se que as amostras cuja relação  $\omega/v$  foi mais baixa, CW38V42CA e CW66V42CA, com  $\omega/v$  de 0,90 e 1,57 respectivamente, o perfil de dureza apresenta valores superiores ao do MB, enquanto para as amostras CW114V42CA e CW114V24CA, cuja relação  $\omega/v$  obteve valores de 2,71 e 4,75 respectivamente, o perfil de dureza apresenta valores inferiores ao do MB.

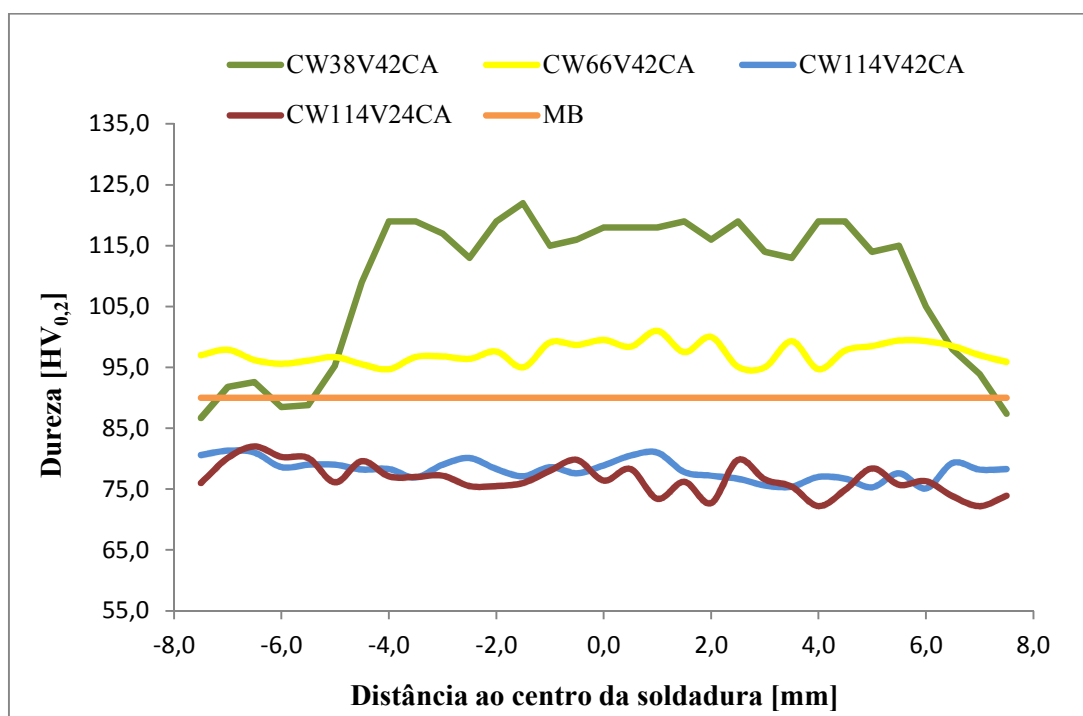
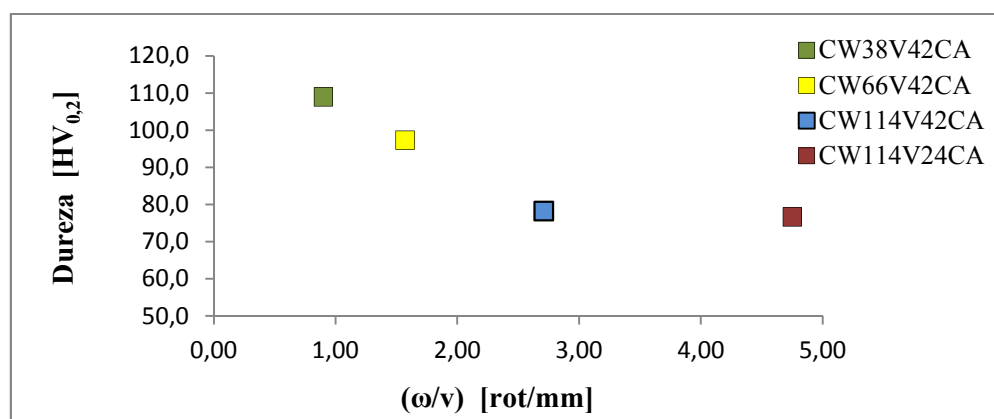


Figura 5.24. Evolução da dureza ao longo da secção transversal das amostras com arrefecimento induzido

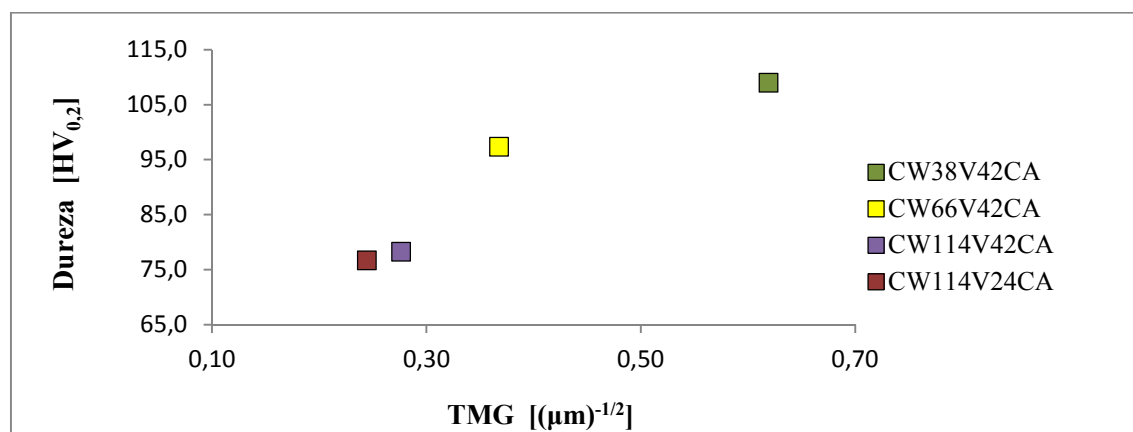
Após observação dos perfis de dureza, é também possível perceber que a velocidade de rotação tem mais influência na geração de calor no processo do que a velocidade de avanço. Comparando as amostras CW38V42CA e CW66V42CA, em que foi usada a mesma velocidade de avanço, 420 mm/min, variando a velocidade de rotação, 380 e 660 rpm respectivamente, a diferença nos valores do perfil de dureza não são muito mais acentuadas que nas amostras CW114V42CA e CW114V24CA, cujo valor da velocidade de rotação foi de 1140 rpm para ambas, mas com velocidades de avanço diferentes, 420 e 240 mm/min.

**Tabela 5.4.** Valores de dureza média para os ensaios realizados com arrefecimento induzido.

Amostra	$\omega/v$ [rot/mm]	TMG [ $\mu\text{m}$ ]	Dureza Média [ $\text{HV}_{0,2}$ ]
CW38V42CA	0,90	2,6	<b>109,0</b>
CW66V42CA	1,57	7,4	<b>97,3</b>
CW114V42CA	2,71	13,1	<b>78,2</b>
CW114V24CA	4,75	16,7	<b>76,7</b>

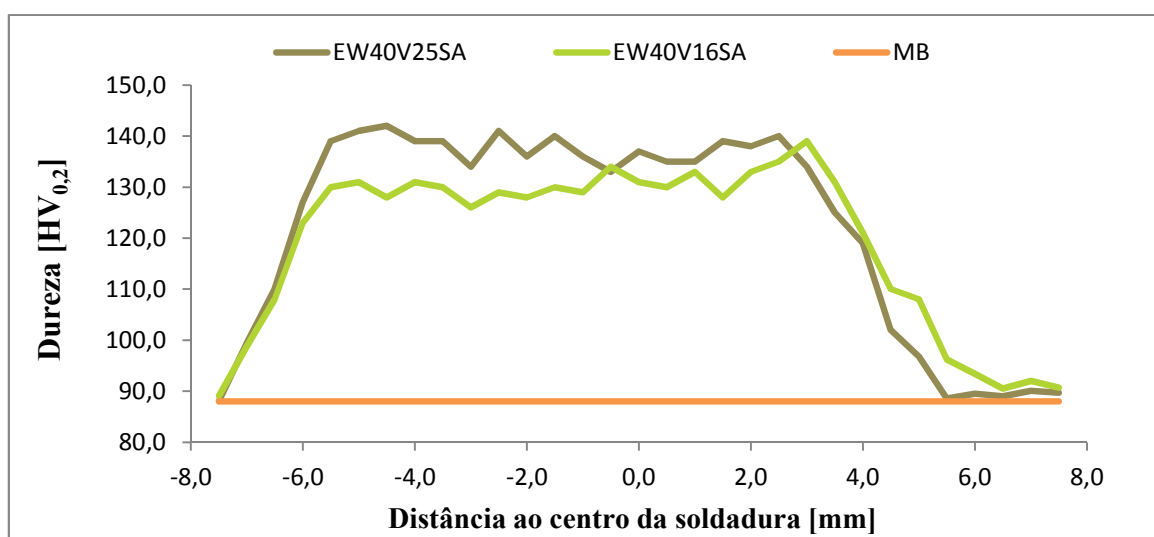
**Figura 5.25.** Evolução da dureza média com a relação  $\omega/v$ .

Tal como havia sucedido para os ensaios sem arrefecimento induzido, consoante a relação  $\omega/v$  aumenta, a dureza média diminui, como é possível observar pela Figura 5.25 e pela Tabela 5.4. Ou seja, também para os ensaios com arrefecimento induzido, verificou-se um andamento similar à lei de Hall-Petch. O aumento do tamanho de grão conduz a uma diminuição do valor da dureza média, Figura 5.26.

**Figura 5.26.** Evolução da dureza média com o TMG.

### 5.3.3. Processamento com Ferramenta de Base Estriada

Na Figura 5.27 encontram-se ilustrados os perfis de dureza obtidos nos diferentes pontos da secção transversal, dos processamentos realizados com ferramenta de base estriada, em função da distância ao centro do processamento. Tal como havia sucedido com os processamentos com ferramenta de base cónica, consoante o aumento da relação  $\omega/v$ , menor vai ser a dureza. Para um  $\omega/v$  de 2,0 aplicado na amostra EW40V25SA, obteve-se um valor de dureza média de 135,7 HV<sub>0,2</sub>, ao passo que para a amostra EW40V16SA, com uma relação  $\omega/v$  com um valor de 2,5, a dureza média obtida foi de 130,0 HV<sub>0,2</sub>. Estes valores encontram-se representados na Tabela 5.5.



**Figura 5.27.** Evolução da dureza ao longo da secção transversal das amostras processadas com ferramenta de base estriada.

**Tabela 5.5.** Valores de dureza média para os ensaios realizados com ferramenta de base estriada.

Amostra	$\omega/v$ [rot/mm]	Dureza Média [HV <sub>0,2</sub> ]
EW40V25SA	2,0	<b>135,7</b>
EW40V16SA	2,5	<b>130,0</b>

Após análise dos resultados pôde-se verificar que, a variação da velocidade de avanço nos parâmetros de processamento, não exerce uma influência tão significativa como a variação da velocidade de rotação, como observado na secção 5.3.2. Para a mesma velocidade de rotação, 400 rpm, e variando a velocidade de avanço de 25 mm/min para 16

mm/min, correspondente às amostras EW40V25SA e EW40V16SA, respectivamente, os valores médios de dureza não variam de uma forma tão significativa, tendo sido obtidos valores médios de dureza de 135,7 e 130,0, respectivamente. Tal facto tinha, também, sido verificado na secção 5.3.2.

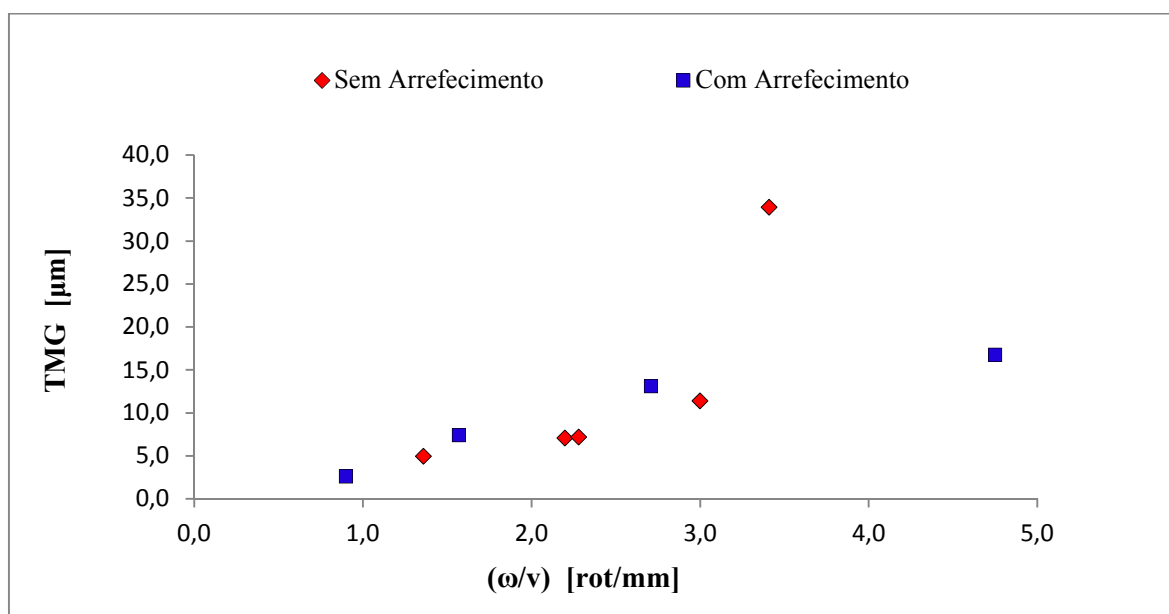
#### 5.4. Comparação entre Processos

Na Tabela 5.6 estão representados os valores de TMG obtidos nos diferentes processamentos com e sem arrefecimento induzido. Conforme se pode verificar, em ambos os processos ocorre um aumento do TMG consoante o aumento da relação  $\omega/v$ . No entanto, após análise dos valores apresentados na Tabela 5.6, podemos constatar que a razão  $\omega/v$  não nos indica claramente uma relação com o valor da energia adicionada ao processo. O facto das amostras CW66V30SA e CW114V50SA, embora com uma razão  $\omega/v$  superior à verificada para a amostra CW66V42CA, terem resultado numa microestrutura com TMG inferior, pode dever-se a uma maior força axial aplicada em CW66V42CA, o que conduziu ao aumento de temperatura na zona processada. Tal facto é confirmado pelo maior afundamento aplicado para a amostra em questão, como indicado na Tabela 5.6. O mesmo cenário verificou-se entre as amostras CW150V50SA e CW114V42CA.

**Tabela 5.6.** Valores de TMG dos diferentes processamentos realizados.

Ensaio	$\omega/v$ (rot/mm)	TMG ( $\mu\text{m}$ )	Afund. (mm)
CW66V30SA	2,20	<b>7,1</b>	2,8
CW60V44SA	1,36	<b>5,0</b>	2,8
CW114V50SA	2,28	<b>7,2</b>	2,8
CW150V44SA	3,41	<b>33,9</b>	2,8
CW150V50SA	3,00	<b>11,4</b>	2,8
CW38V42CA	0,90	<b>2,6</b>	3,25
CW66V42CA	1,57	<b>7,4</b>	3,25
CW114V42CA	2,71	<b>13,1</b>	3,25
CW114V24CA	4,75	<b>16,7</b>	3,4

Como constatado, consoante o aumento da razão  $\omega/v$  maior será o TMG. Contudo, após observação da Figura 5.28, é possível verificar que a evolução do TMG com a relação  $\omega/v$ , correspondente aos processamentos com arrefecimento induzido, é menos acentuada do que a evolução verificada para os processos sem arrefecimento, o que indica que, com arrefecimento induzido, o TMG não aumenta tão significativamente com o aumento de  $\omega/v$ . Este dado é um indicador de que, aplicando arrefecimento induzido, o ciclo térmico a que o material fica exposto, e no qual é possível ocorrer recuperação dinâmica, vai diminuir e, conseqüentemente, o crescimento dos grãos é interrompido, resultando numa microestrutura de grão mais refinado. Por exemplo, para amostra CW150V44SA, cuja razão  $\omega/v$  teve o valor de 3,41, a microestrutura resultante obteve um valor de TMG de 33,9  $\mu\text{m}$ , ao passo que a amostra CW1140V24CA, com uma razão  $\omega/v$  de 4,75, resultou numa microestrutura com TMG de 16,7  $\mu\text{m}$ . No entanto, pela observação da Figura 5.28, verifica-se que, o efeito produzido pelo arrefecimento induzido só é visível para valores de  $\omega/v$  acima de aproximadamente 3,0 rot/min.



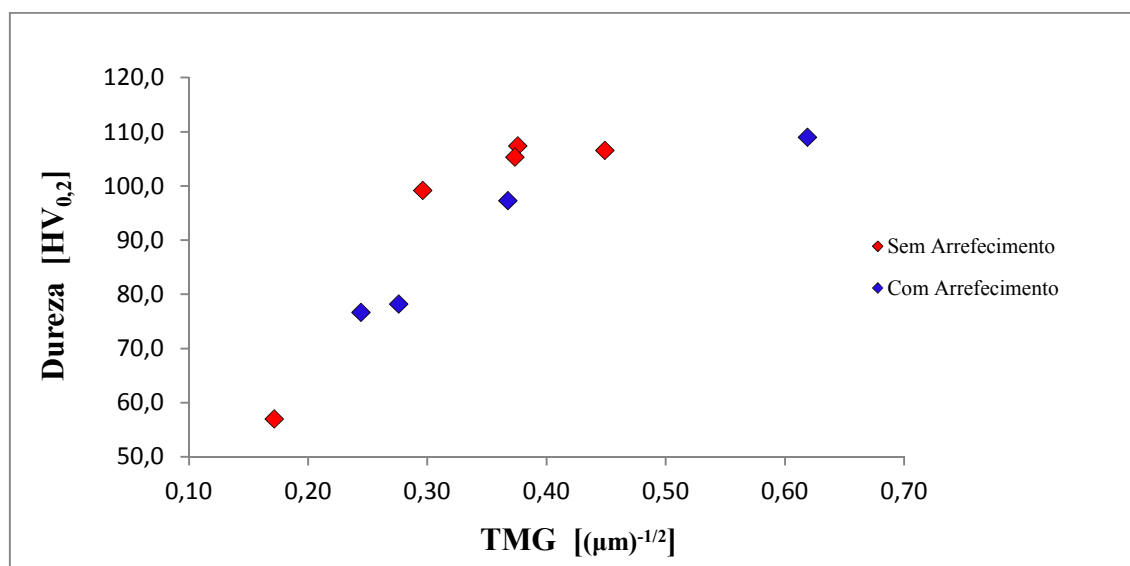
**Figura 5.28.** Evolução do tamanho médio de grão com a razão  $(\omega/v)$  dos diferentes processamentos.

Relativamente ao valor de dureza média obtido para os diferentes processamentos, com e sem arrefecimento induzido, como é possível observar pela Tabela 5.7 e pela Figura 5.29, globalmente seguem a lei de Hall-Petch, ou seja, o aumento do TMG está associado à diminuição da dureza média.



**Tabela 5.7.** Valores de Dureza Média dos diferentes processamentos realizados.

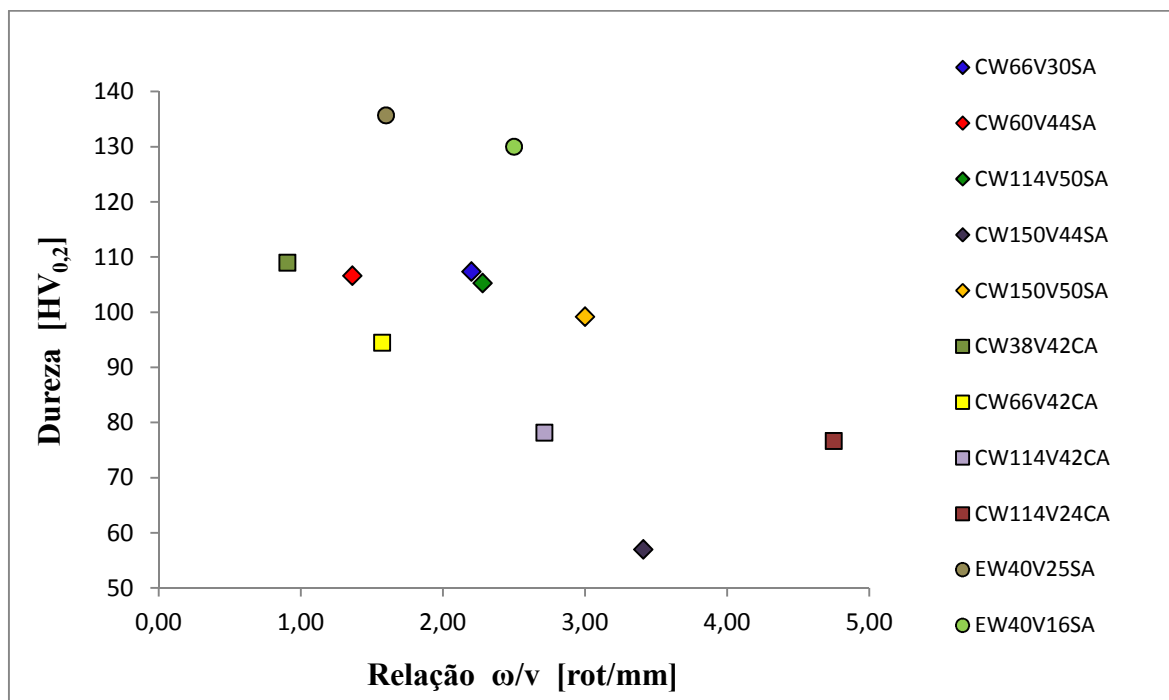
Ensaio	$\omega/v$ (rot/mm)	TMG ( $\mu\text{m}$ )	Dureza Média ( $\text{HV}_{0,2}$ )
CW66V30SA	2,20	7,1	<b>107,4</b>
CW60V44SA	1,36	5,0	<b>106,6</b>
CW114V50SA	2,28	7,2	<b>105,3</b>
CW150V44SA	3,41	33,9	<b>57,0</b>
CW150V50SA	3,00	11,4	<b>99,2</b>
CW38V42CA	0,90	2,6	<b>109,0</b>
CW66V42CA	1,57	7,4	<b>94,5</b>
CW114V42CA	2,71	13,1	<b>78,2</b>
CW114V24CA	4,75	16,7	<b>76,7</b>

**Figura 5.29.** Evolução da dureza média com a relação  $\omega/v$ .

Na Figura 5.30 está representada a evolução da dureza média de todas as amostras processadas. Como tem sido verificado ao longo do presente estudo, com o aumento da relação  $\omega/v$ , há uma diminuição das propriedades mecânicas, neste caso da dureza, independentemente dos parâmetros e condições utilizadas.

Não tendo sido possível obter o TMG das amostras processadas com ferramenta de base estriada, os valores de dureza obtidos deixam antever um valor, pelo menos, abaixo dos 2,6  $\mu\text{m}$ , valor obtido pela amostra CW66V42CA, cujo valor de dureza

obtido foi o mais elevado registado nos processamentos realizados com ferramenta de base cónica e ao qual correspondeu o menor valor de TMG. Atendendo a um estudo realizado por Leal et al. (2011), em que para as mesmas velocidades de avanço, 160 e 250 mm/min, mas com velocidades de rotação de 750 e 100 rpm, foram obtidos TMG entre os 3 e os 10  $\mu\text{m}$ , para velocidades de rotação de 400 rpm, poder-se-á obter um TMG abaixo de 1 $\mu\text{m}$ .



**Figura 5.30.** Evolução da dureza média com a razão ( $\omega/v$ ) de todos os processamentos realizados.

Ainda relativamente à Figura 5.30, nota para os resultados de dureza média obtidos pelos processamentos com ferramenta de base estriada. Para valores da relação  $\omega/v$  aproximados, o valor de dureza média foi superior aos registados para ferramenta de base cónica, o que poderá indicar que este tipo de geometria de ferramenta é mais eficiente na deformação e condução do material processado, no entanto, de salientar que as chapas processadas tinham espessura de 1 mm, ao contrário de 3 mm usadas nos processamentos com ferramenta de base cónica.

A título comparativo, apresenta-se o resultado de dois estudos realizados em cobre, tendo sido um deles conduzido a velocidade de rotação constante e outro a velocidade de avanço constante.

Xie et al. (2007) conseguiram soldar chapas de cobre com 5 mm de espessura, um TMG de 18  $\mu\text{m}$  e 82,2 HV de dureza média, com recurso a uma ferramenta com uma base de 20 mm e um pino com 6 mm de diâmetro e 4,7 mm de comprimento, tendo conseguido valores de TMG na ordem dos 3,5 e dos 9  $\mu\text{m}$  a velocidades entre os 400 e os 800 rpm e uma velocidade de avanço transversal constante de 50 mm/min. Os resultados obtidos encontram-se representados na Tabela 5.8.

**Tabela 5.8.** Resultados obtidos pelo estudo de Xie et al., (2007).

Xie et al. (2007)				
$\omega$ (rpm)	v (mm/min)	$\omega/v$ (rot/mm)	TMG ( $\mu\text{m}$ )	Dureza Média (HV <sub>0,2</sub> )
400	50	8	3,5	99,6
600	50	12	9	72,8
800	50	16	12	63,1

Mais tarde, Surekha e Els-Botes (2011) processaram chapas de cobre com 3 mm de espessura, um TMG de 19,0  $\mu\text{m}$  e 84,6 HV de dureza média. Para tal, utilizaram uma ferramenta com uma base de 12 mm e um pino com 5 mm de diâmetro e 2,8 mm de comprimento. Como parâmetros utilizaram uma velocidade de rotação constante de 300 rpm e velocidades de avanço a variar entre os 50 e os 250 mm/min. O resultado foi a redução do tamanho de grão de 19  $\mu\text{m}$  do metal base para 3  $\mu\text{m}$  quando a velocidade de avanço transversal era 250 mm/min, a baixas adições de calor portanto. Concluíram também que a dureza aumentou, passando dos 85 HV do metal base para os 114 HV, registando também que a dureza aumenta com a diminuição de grão. Os resultados obtidos pelos autores estão apresentados na Tabela 5.9.

**Tabela 5.9.** Resultados obtidos pelo estudo de Surekha et al., (2011).

Surekha et al. (2011)				
$\omega$ (rpm)	v (mm/min)	$\omega/v$ (rot/mm)	TMG ( $\mu\text{m}$ )	Dureza Média (HV <sub>0,2</sub> )
300	50	6,0	9,3	101,9
300	100	3,0	6,1	102,5
300	150	2,0	5,9	111,8
300	200	1,5	3,6	112,6
300	250	1,2	3,0	113,6

Comparando os resultados do presente estudo com os dos autores citados anteriormente, em ambos os casos a diminuição do TMG está associado a um aumento da dureza, contudo, comparando os resultados observados tendo em conta a relação de  $\omega/v$ , no caso do estudo de Xie et al. (2007), a espessura das chapas pode ter contribuído para uma maior dissipação do calor, um vez que, para relações de  $\omega/v$  muito superiores o TMG não aumentou tão drasticamente como no presente estudo. Por exemplo, Para uma relação de  $\omega/v$  com um valor de 16,0, Xie et al. apresentaram valores de TMG de 12  $\mu\text{m}$  enquanto no presente estudo, um TMG de 11,4  $\mu\text{m}$  foi obtido com uma relação de  $\omega/v$  no valor de 3,0, correspondente à amostra CW150V50SA.

No caso do estudo de Surekha et al. (2011), com uma relação  $\omega/v$  igual a 1,5 foram obtidos TMG de cerca de 3,6  $\mu\text{m}$ , e para uma relação  $\omega/v$  de 3, o TMG foi de 6,1  $\mu\text{m}$ , ao passo que no presente estudo, para relações de  $\omega/v$  de 1,36 e 3,0 foram obtidos TMG de 4,96 e 11,39  $\mu\text{m}$ , correspondentes às amostras CW66V40SA e CW150V50SA respectivamente, ou seja maiores portanto. Esta diferença pode ser justificada em grande parte pela geometria da ferramenta, que no caso de Surekha et al. gerou menos calor uma vez que a base era de 12 mm de diâmetro enquanto no presente estudo, a base tinha um diâmetro de 16 mm.

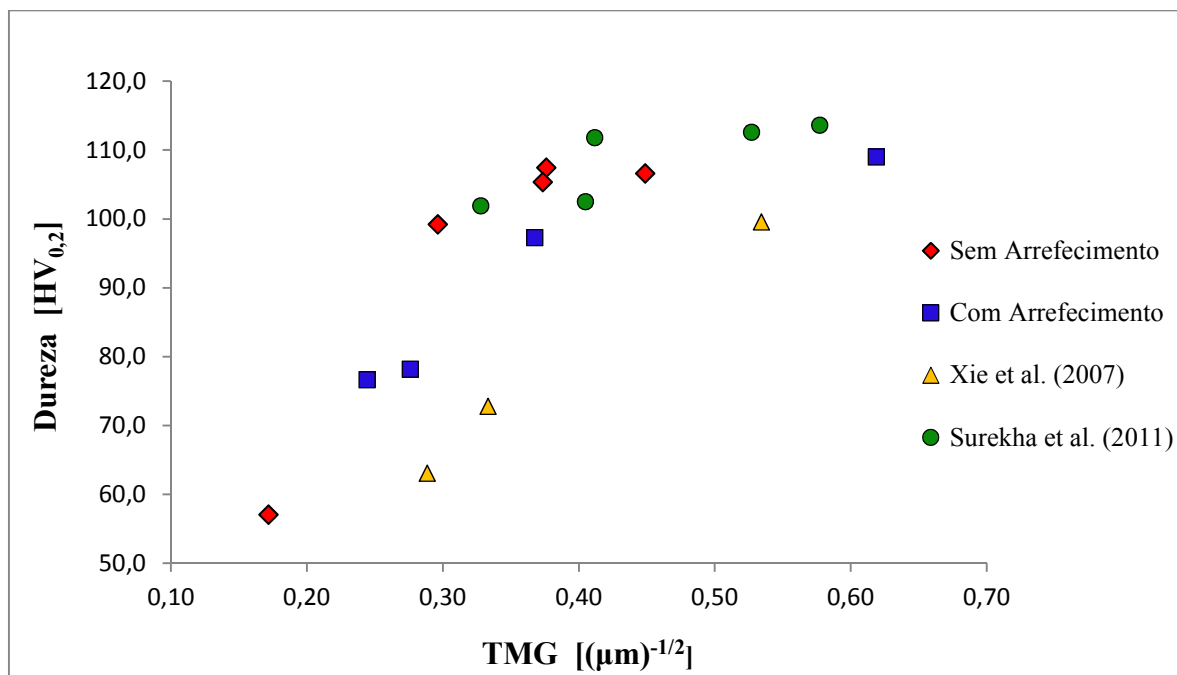


Figura 5.31. Evolução da dureza média com a relação  $\omega/v$ .

## 6. CONCLUSÕES

Após a realização do presente estudo, o qual visava o estudo do efeito do arrefecimento induzido em Processamento por Fricção Linear, foi possível retirar as seguintes conclusões:

- Observou-se que aplicando arrefecimento, com recurso a azoto liquido, após o processamento, é possível diminuir o crescimento dos grãos recristalizados, obtendo assim a uma estrutura de grão mais refinado. Contudo, este efeito do arrefecimento induzido só foi verificado para valores da relação entre velocidade de rotação e velocidades de avanço da ferramenta, ( $\omega/v$ ), superiores a aproximadamente 3,0 rot/mm.
- As soldaduras processadas com a ferramenta de base cónica, com e sem arrefecimento, apresentavam cavidades para baixas relações  $\omega/v$ .
- Não se observou na generalidade aumento sensível da dureza na zona processada com a aplicação do arrefecimento.
- Foi também possível observar que, dos parâmetros de processamento, a velocidade de rotação tem mais influência na quantidade de energia adicionada ao processo do que a velocidade de avanço.
- A ferramenta com base estriada proporcionou, relativamente às ferramentas de base cónica, embora em espessura de material base diferente, melhor orientação do fluxo de material, evitando a formação de cavidades.
- A ferramenta de base estriada proporcionou também zonas processadas mais duras do que as obtidas com ferramenta de base cónica, com e sem arrefecimento induzido.

### **6.1. Sugestões de Trabalhos Futuros**

Sendo a Soldadura/Processamento por Fricção Linear uma tecnologia de engenharia emergente, capaz de melhorar as propriedades mecânicas, quer na ligação de materiais metálicos, quer na sua alteração microestrutural, e sendo a temperatura uma variável importantíssima ao longo do processo, seria interessante a continuação do estudo do efeito de arrefecimento induzido, realizando com outros meios de arrefecimento. Um outro aspecto a analisar seria a influência da geometria da ferramenta no refinamento da microestrutura processada.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Bisadi H., Tourl M., Tavakoli A. (2011), "The Influence of Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Al 5083 Alloy Lap Joint", *American Journal of Materials Science* 2011; 1(2): 93-97.
- Chang C.I., Du X.H. and Huang J.C. (2007), "Achieving ultrafine grain size in Mg-Al-Zn alloy by friction stir processing", *Scripta Materialia* 57 (2007) 209-212
- Charit I., Mishra R.S. (2003), "High strain rate superplasticity in a commercial 2024 Al alloy via friction stir processing", *Materials and Engineering A359* (2003) 290-296
- Charit I., Mishra R.S. (2005), "Low temperature superplasticity in a friction-stir-processed ultrafine grained Al-Zn-Mg-Sc alloy", *Acta Materialia* 53 (2005) 4211-4223
- Chokshi A.H., Rosen A., Karch J. and Gleiter H. (1989), "On the validity of the Hall-Petch Relationship in Nanocrystalline Materials", *Scripta Metallurgica* Vol. 23, pp. 1679-1684, 1989.
- Darras B.M., Khraisheh M.K., Abu-Farha F.K., Omar M.A. (2007), "Friction stir processing of commercial AZ31 magnesium alloy", *Journal of Materials Processing Technology* 191 (2007) 77-81
- Dehghani K., Mazinani M. (2011), "Forming Nanocrystalline Surface Layers in Copper Using Friction Stir Processing", *Materials and Manufacturing Processes*, 26: 922-925, 2011
- Ehab A. El-Danaf, Magdy M. El-Rayes, Mahmoud S. Soliman (2010), "Friction stir processing: An effective technique to refine grain structure and enhance ductility", *Materials and Design* 31 (2010) 1231-1236
- Fonda R.W., Bingert J.F., Colligan K.J. (2004), "Development of Grain Structure During Friction Stir Welding", *Scripta Materialia* 51 (2004) 243-248
- Jian-Qing Su, Nelson T.W., McNelley T.R., Mishra R.S. (2011), "Development of nanocrystalline structure in Cu during friction stir processing (FSP)", *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 5458-5464
- Khaled T. (2005), "An Outsider Looks at Friction Stir Welding", *Federal Aviation Administration*
- Kurt Adem, Ilyas Uygur, Eren Cete (2011), "Surface modification of aluminium by friction stir processing", *Journal of Materials Processing Technology* 211 (2011) 313-317

- Leal R.M., Sakharova N., Vilaca P., Rodrigues D.M., Loureiro A. (2011), “Effect of shoulder cavity and welding parameters on friction stir welding of thin copper sheets”, *Science and Technology of Welding and Joining* Volume: 16 Issue: 2 Pages: 146-152
- Liu F.C. and Ma Z.Y. (2008), “Low-temperature superplasticity of friction stir processed Al-Zn-Mg-Cu alloy”, *Scripta Materialia* 58 (2008) 667–670
- Ma Z.Y., Mishra R.S., Mahoney M.W. (2004), “Superplasticity in cast A356 induced via friction stir processing”, *Scripta Materialia* 50 (2004) 931–935
- Ma Z.Y., Mishra R.S., Mahoney M.W., Grimes R. (2003), “High strain rate superplasticity in friction stir processed Al-Mg- Zr Alloys”, *Materials Science and Engineering A351* (2003) 148\_ 153
- Ma Z.Y., Pilchak A.L., Juhas M.C. and Williams J.C. (2006), “Microstructural refinement and property enhancement of cast light alloys via friction stir processing”, *Scripta Materialia* 58 (2008) 361–366
- Mahoney M.W. and Lynch S.P. (2006), “Friction-Stir Processing”, Rockwell Scientific Company.
- McNelley T.R. (2010), “Friction stir processing (FSP): Refining microstructures and improving properties”, *Revista de metalurgia*, vol. 46, Número extraordinário, 149-156, 2010
- Meyers M.A., Meyer L.W., Vecchio K.S., Andrade U. (1991). “High Strain, High Strain-Rate Deformation of Copper”, *Journal of Physique IV, Colloque C3*, suppl. au Journal de Physique 111, Vol. 1, Octobre 1991.
- Mishra R.S., Ma Z.Y., Charit I. (2003), “Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface Composite”, *Materials Science and Engineering A341* (2003) 307-/310
- Mishra R.S., Mahoney M.W. (2007), “Friction Stir Welding and Processing”, ASM International. Friction Stir Welding and Processing (05112G)
- Mishra R.S., Mahoney M.W., McFadden S.X., Mara N.A. and Mukherjee A.K. (2000), “High Strain Rate Superplasticity in a Friction Stir Processed 7075 Al alloy”, *Scripta Materialia* 42 (2000) 163 –168
- Mishra RS, Ma ZY (2005), “Friction Stir Welding and Processing”, *Material Science and Engineering R* 50 (2005) 1-75
- Nandan R., DebRoy T., Bhadeshia H.K.D.H. (2008), “Recent Advances in Friction-Stir Welding – Process, Weldment Structure and Properties”, *Progress in Materials Science* 53 (2008) 980 – 1023



- Rajamanickam N., Balusamy V., Madhusudhanna G. Reddy, Natarajan K. (2009), “Effect of process parameters on thermal history and mechanical properties of friction stir welds”, *Materials and Design* 30 (2009) 2726–2731.
- Rhode C.G., Mahoney M.W., Bingel W.H., Calabrese M. (2003), “Fine-grain evolution in friction-stir processed 7050 aluminum”, *Scripta Materialia* 48 (2003) 1451-1455
- Sakthivel T., Mukhopadhyay J. (2007), “Microstructure and Mechanical properties of friction stir welded copper”, *J Mater Sci.* (2007) 42:8126-8129
- Schiøtz J, D. Di Tolla F. D., Jacobsen K. W. (1998), “Softening of nanocrystalline Metals at very small grain sizes”, *Nature* Vol. 391, pp. 561-563, 1998.
- Shen J.J., Liu H.J., Cui F. (2010), “Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper”, *Materials and Design* 31 (2010) 3937–3942
- Smith, William F. (2008), “Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais”, 3ª Edição, McGraw-Hill, Amadora.
- Su J.-Q., Nelson T. W. and Sterling C. J. (2006), “Grain refinement of aluminum alloys by friction stir processing”, *Philosophical Magazine*, Vol. 86, No. 1, 1 January 2006, 1–24
- Sun Y.F., Fujii H. (2010), “Investigation of the welding parameter dependent microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper”, *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 6879–6886.
- Surekha K., Els-Botes A. (2011), “Development of high strength, high conductivity copper by friction stir processing”, *Materials and Design* 32 (2011) 911–916
- Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C., Murch M.G., Templesmith P., Dawes C.J., G.B. (1991), Patent Application No, 9125978.8, December 1991.
- Verdera D., Del Valle J. A., Rey P., Gesto D., Fernández A., Ruano O. A. (2009), “Effect os Friction Stir Processing on the Mechanical Properties of Cast Magnesium Alloy AZ91”.
- Xie GM, Ma ZY, Geng L (2007), “Development of a fine-grained microstructure and the properties of a nugget zone in friction stir welded pure copper”, *Scripta Materialia* 2007;57:73-76
- Xing-hao D.U., Bao-lin W.U. (2008), “Using friction stir processing to produce ultrafine-grained microstructure in AZ61 magnesium alloy”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 18(2008) 562-565

- Yazdipour A., Shafiei M. A., Dehghani K. (2009), “Modeling the microstructural evolution and effect of cooling rate on the nanograins formed during the friction stir processing of Al5083”, *Materials Science and Engineering A* 527 (2009) 192–197
- Yong X. Gan, Daniel Solomon and Michael Reinbolt (2010), “Friction Stir Processing of Particle Reinforced Composite Materials”, *Materials* 2010, 3, 329-350