

Abílio José Rodrigues Gonçalves

# ANÁLISE DAS CONDIÇÕES TERMOMECÂNICAS EM TOOL ASSISTED FRICTION WELDING

Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica  
na Especialidade de Produção e Projecto

setembro/2017



UNIVERSIDADE DE COIMBRA



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS  
E TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA

# **Análise das Condições Termomecânicas em Tool Assisted Friction Welding**

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

## **Analyses of The Thermomechanical Conditions during Tool Assisted Friction Welding**

**Autor**

**Abílio José Rodrigues Gonçalves**

**Orientadores**

**Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues**

**Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão**

**Júri**

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

**Coimbra, setembro, 2017**

“Pedras no caminho?  
Eu guardo todas.  
um dia vou construir um castelo.”  
Nemo Nox em "Por um Punhado de Pixels", 02/01/2003

## Agradecimentos

O trabalho que aqui se apresenta só foi possível graças à colaboração e apoio de algumas pessoas, às quais não posso deixar de prestar o meu reconhecimento.

À Professora Doutora Dulce Rodrigues e ao Doutor Carlos Leitão, responsáveis pela orientação da presente dissertação, agradeço a disponibilidade, a dedicação, a paciência, o apoio prestado e a transmissão de conhecimento, sem os quais não seria capaz de realizar este trabalho.

Aos colegas de gabinete e laboratório quero agradecer a boa disposição, ajuda, e partilha de conhecimentos que permitiram-me manter animado e focado no desenvolvimento deste estudo.

Ao meu pai, Abílio, e à minha mãe, Antónia, agradeço o apoio e a motivação, por nunca deixarem de acreditar em mim e nas minhas capacidades, nunca me deixando baixar os braços nos momentos mais difíceis.

Ao resto da minha família quero agradecer todo o carinho e amor. Não posso deixar de relembrar o meu avô, Abílio, e a minha avó, Maria, por toda a confiança que depositaram em mim.

À minha namorada Vânia Gonçalves quero agradecer a paciência, o apoio, o incentivo, o carinho e a amizade, por ter estado presente na minha vida, atravessando todos os bons e maus momentos, por ter tornado os maus momentos em momentos menos maus e por ter aturado as conversas chatas de mecânica.

Aos meus amigos de longa data, em especial ao Pedro e ao Filipe, que nunca me abandonaram, quero agradecer a amizade ao longo destes anos.

Aos meus afilhados(as) Capelôa, João Pontes, Jorge, Mariana e Tomás por me aturarem em conversas chatas sobre politiquices e mecânica.

Aos meus amigos e colegas, da Universidade de Coimbra, um obrigado especial por terem tornado estes 5 anos nos melhores anos da minha vida. Não posso deixar de reconhecer a Adriana, o Bruno, a Cátia, o Diogo, a Mónica, a Sara e o Sebastian, que sempre estiveram ao meu lado para me apoiar.

A todos  
O meu obrigado



## Resumo

A presente dissertação teve como objetivo analisar as condições termomecânicas durante a soldadura por *Tool Assisted Friction Welding (TAFW)*. Para este efeito foram produzidas soldaduras por pontos, em junta sobreposta, em aço macio (DC01), em aço galvanizado (DX51D) e em aço de alta resistência (HC 420 LA). Para analisar as condições termomecânicas fizeram-se variar as características do metal base, com a utilização dos aços acima mencionados, os parâmetros do processo e as condições de geração e dissipação de calor durante a soldadura.

De modo a analisar as condições térmicas durante a soldadura, efetuou-se um registo das temperaturas com recurso a uma câmara termográfica. As transformações induzidas pelos ciclos térmicos, e pela acção mecânica da ferramenta, sobre o metal base, foram estudadas com base na realização de ensaios de caracterização mecânica e microestrutural.

O estudo realizado permitiu concluir que as condições termomecânicas desenvolvidas durante a ligação por *TAFW* são condicionadas pelas propriedades mecânicas e pela composição química dos aços, as quais determinam a ocorrência, ou não, de deformação plástica durante o processo de soldadura. Concluiu-se também que as características do metal base condicionam a geração de calor durante a soldadura, mas não de forma tão determinante como os parâmetros do processo. As propriedades das soldaduras são determinadas pelas temperaturas máximas atingidas, pelo tempo de permanência à temperatura máxima e pela velocidade de arrefecimento, devido à sua forte influência quer nos mecanismos de deformação plástica, quer na ocorrência de transformações metalúrgicas de origem térmica.

**Palavras-chave:** *TAFW*, Aço, Junta sobreposta, Caracterização mecânica, Ciclo térmico.



## Abstract

The present dissertation had as objective, the analysis of the thermomechanical conditions during the welding by Tool Assisted Friction Welding (TAFW). For this purpose, spot welds were performed in lap welding of mild steel (DC01), galvanized steel (DX51D) and high strength steel (HC 420 LA). To analyse the thermomechanical conditions, different base materials, different parameters and different conditions of generation and dissipation of heat during the welding were used.

To analyse the thermal conditions during welding, the temperature measurements were carried out by using a thermographic camera. The base metal transformations induced by the thermal cycles and by the plastic deformation, between the tool and the workpiece, during the process, were analysed by performing microstructural and mechanical characterizations.

From the results obtained, in this work, it was concluded that the thermomechanical conditions, developed during welding by TAFW, are conditioned by the mechanical properties and the chemical composition of the base materials, playing a crucial role on the occurrence, or not, of plastic deformation during the process. It was also concluded that the process parameters were more important than the base metal characteristics in the heat generation. On the other hand, the properties of the welds were mainly determined by the maximum temperature registered during the process, by the dwell time at that maximum temperature and by the cooling rate, due to their strong influence on occurrence of metallurgical critical transformations and plastic deformation mechanisms.

**Keywords** TAFW, Steel, Lap Joints, Mechanical properties, Thermal cycles.



---

## Índice

Índice de Figuras .....	xi
Índice de Tabelas .....	xiii
Simbologia e Siglas .....	xv
Simbologia.....	xv
Siglas .....	xv
1. Introdução.....	1
2. Estado da arte.....	3
2.1. A tecnologia de ligação.....	3
2.2. Análise dos ciclos térmicos.....	7
2.2.1. Análise dos ciclos térmicos com base em medições de temperatura .....	8
2.2.2. Análise dos ciclos térmicos com base na microestrutura das soldaduras.....	9
3. Procedimento experimental .....	13
3.1. Metais Base.....	13
3.2. Produção de soldaduras .....	15
3.3. Medição de temperatura por termografia digital .....	18
3.4. Inspeção visual e análise metalográfica.....	19
3.5. Caracterização mecânica.....	20
3.5.1. Metal base.....	20
3.5.2. Soldaduras .....	20
4. Análise de resultados .....	21
4.1. Caracterização do ciclo térmico.....	21
4.2. Caracterização morfológica e microestrutural .....	27
4.3. Caracterização mecânica.....	29
5. Conclusões e trabalhos futuros .....	39
5.1. Conclusões .....	39
5.2. Trabalhos futuros .....	40
Referências Bibliográficas.....	41



---

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Parâmetros de processo a), ferramenta de soldadura de FSW b) e ferramenta de soldadura de TAFW c)(adaptado de Mira-Aguiar et al., 2016). .....	4
Figura 2.2. Influência do fluxo de material com o tipo de ferramenta (adaptado de Leon and Shin, 2015).....	5
Figura 2.3. Influência da base da ferramenta no defeito hook (adaptado de Tozaki et al., 2010).....	6
Figura 2.4 Influência da penetração no defeito hook (adaptado de Tozaki et al., 2010).....	6
Figura 2.5. Diagrama de equilíbrio de Fe-C (adaptado de Fujii et al., 2006).....	10
Figura 3.1. Curvas tensão-deformação em tração dos metais base. ....	14
Figura 3.2. Durezas médias dos metais base. ....	15
Figura 3.3. Fabrico de soldaduras: a) montagem, b) representação esquemática da montagem e c) ciclo de processamento do processo TAFW.....	16
Figura 3.4. Ferramentas TAFW: a) PL12 e b) PL16. ....	16
Figura 3.5. Colocação da câmara para medição das temperaturas. ....	18
Figura 3.6. Localização da região onde as temperaturas foram analisadas: Representação esquemática a) e imagem do software b). ....	18
Figura 3.7. Influência da emissividade para várias temperaturas.....	19
Figura 3.8. Linhas de medição de dureza. ....	20
Figura 4.1. Ciclo térmico de soldadura, representado a azul, e derivada instantânea da temperatura em ordem ao tempo (dT/dt), representada a preto. ....	22
Figura 4.2. Evolução das temperaturas máximas atingidas durante a soldadura, em função da velocidade de arrefecimento. ....	23
Figura 4.3. Evolução das temperaturas máximas atingidas na soldadura, em função da espessura do revestimento, para os aços DC e DX. ....	23
Figura 4.4. Evolução das temperaturas máximas de soldadura em função da velocidade de rotação e do diâmetro da ferramenta, para o aço HC. ....	25
Figura 4.5. Variação da temperatura máxima em função da velocidade de arrefecimento. ....	26
Figura 4.6. Macrografias das secções transversais das soldaduras realizadas com duas chapas e tempo de manutenção de 1min a) e quatro chapas e tempos de manutenção de 1 b) e 3min c). ....	26
Figura 4.7. Imagens das secções transversais das soldaduras efetuadas nos aços DC a), DX-R14 b) e HC c).....	28

Figura 4.8. Microestrutura: do centro da soldadura nos aços DC a), DX-R14 c) e HC e) e do MB nos aços DC b), DX-R14 d) e HC f). .....	30
Figura 4.9. Perfis de dureza obtidos para as soldaduras nos aços DC a), DX-R14 b) e HC c). .....	31
Figura 4.10. Valores médios de dureza no centro das soldaduras nos aços DC, DX-R14 e HC. ....	32
Figura 4.11. Valores de RHV para as soldaduras nos aços DC, DX-R14 e HC em função do carbono equivalente dos metais base.....	33
Figura 4.12. Evolução de RHV com a temperatura máxima para as soldaduras nos aços DC, DX-R14 e HC. ....	34
Figura 4.13. Evolução de RHV com a velocidade de arrefecimento para as soldaduras nos aços DC, DX-R14 e HC. ....	34
Figura 4.14. Microestruturas na região central de soldaduras produzidas no aço HC com 1 minuto a) e 3 minutos b) de tempo de permanência.....	36

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1. Metais base. ....	13
Tabela 3.2 . Composição química (pd %) e $C_{eq}$ dos materiais base. ....	14
Tabela 3.3. Parâmetros de processo utilizados na análise de sensibilidade ao metal base..	17
Tabela 3.4. Parâmetros de processo utilizados na análise de sensibilidade às condições de soldadura. ....	17
Tabela 3.5. Parâmetros de processo utilizados na análise de sensibilidade aos ciclos térmicos. ....	17



## SIMBOLOGIA E SIGLAS

### Simbologia

- $C_{eq}$  – Carbono equivalente  
 $d_z$  – Penetração [mm]  
 $D$  – Diâmetro da ferramenta [mm]  
 $e$  – Emissividade  
 $T_{max}$  – Temperatura máxima [°C]  
 $t_c$  – Tempo de arrefecimento [s]  
 $t_h$  – Tempo de aquecimento [s]  
 $t_p$  – Tempo de permanência [s]  
 $v_c$  – Velocidade de arrefecimento [°C/s]  
 $\omega$  – Velocidade de rotação [rpm]

### Siglas

- MB – Metal Base  
*FSW* – *Friction Stir Welding*  
*FSLW* – *Friction Stir Lap Welding*  
*FSSW* – *Friction Stir Spot Welding*  
RHV – Relação de Dureza  
*TAFW* – *Tool Assisted Friction Welding*  
ZTA – Zona Termicamente Afetada  
ZTMA – Zona TermoMecanicamente Afetada



## 1. INTRODUÇÃO

A tecnologia *Friction stir welding (FSW)* foi desenvolvida por Wayne Thomas no *The Welding Institute (TWI)* em 1991. Este processo surge como um método de soldadura em estado sólido alternativo à soldadura por fusão, uma vez que permite a produção de soldaduras lineares, em junta topo-a-topo ou sobreposta, mesmo em chapas de espessura reduzida. Quando aplicado na ligação por pontos, a tecnologia é designada por *Friction Stir Spot Welding (FSSW)*.

A tecnologia *Tool Assisted Friction Welding (TAFW)* é um processo de soldadura idêntico ao processo *FSW*, tendo sido recentemente desenvolvido na Universidade de Coimbra. Este processo difere da tecnologia *FSW* pela utilização de uma ferramenta com base plana sem pino, tal como descrito por Mira-Aguiar *et al.*, 2016, tendo como vantagem a redução do fluxo de material em torno da ferramenta e na espessura da chapa, e assim, a supressão de defeitos típicos da ligação em junta sobreposta por *FSW*, como o *hooking*.

Quer a aplicação da tecnologia *FSW*, quer a aplicação do processo *TAFW*, requerem um conhecimento profundo das transformações induzidas pelo processo de soldadura no metal base (MB) de modo a prever as propriedades das ligações. Nestes processos, as transformações do metal base podem ser induzidas quer pelo ciclo térmico, quer pela deformação plástica induzida pela ferramenta

Nesta dissertação foram produzidas soldaduras por pontos em chapas finas, posicionadas em junta sobreposta, utilizando o processo *TAFW*. Os metais base foram quatro aços com carbono equivalente e tratamentos superficiais distintos, nomeadamente, aços com diferentes composições químicas e aços com diferentes espessuras de revestimento galvanizado. O plano de trabalho foi delineado de modo a avaliar a evolução das condições térmicas durante o processo de soldadura em função das propriedades dos metais base, dos parâmetros do processo e das condições de geração e dissipação de calor. Durante as operações de soldadura os ciclos térmicos foram registados com recurso a uma câmara termográfica. As transformações induzidas pelo processo nos metais base foram avaliadas através da realização de análise metalográfica e medições de dureza.

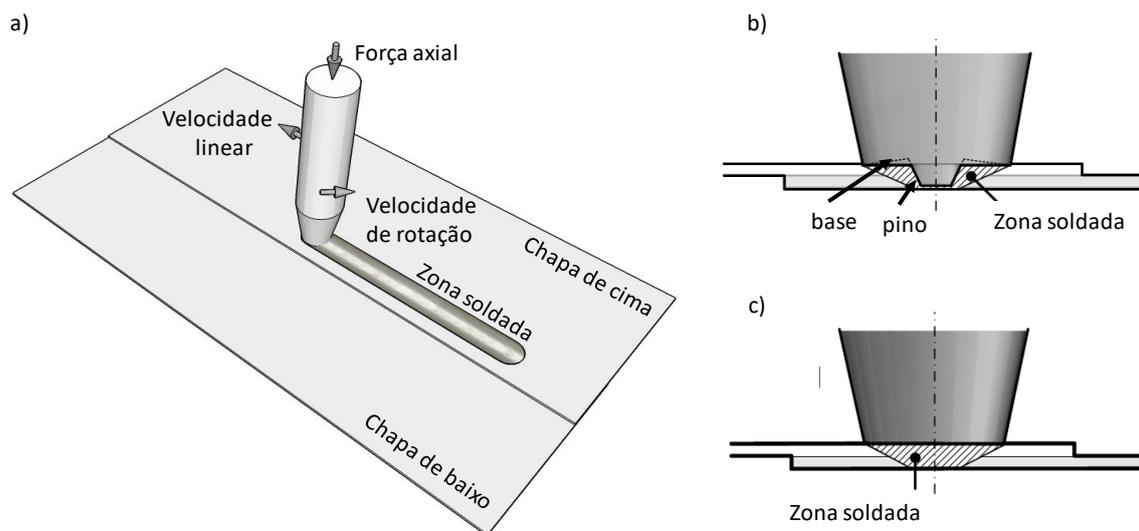
Esta dissertação está dividida em 5 capítulos. No capítulo 2 é analisada a literatura relativamente às tecnologias *FSW*, e *TAFW*, atendendo à estreita relação entre os dois processos de soldadura. São descritos os princípios operatórios das duas tecnologias, assim como alguns trabalhos alusivos à aplicação destes processos na soldadura de aços. No capítulo 3 é descrito o procedimento experimental, assim como os equipamentos e materiais utilizados neste trabalho. No capítulo 4 é feita uma análise e discussão dos resultados obtidos. Por fim, no capítulo 5, são apresentadas as conclusões do estudo efetuado.

## 2. ESTADO DA ARTE

O presente estado da arte está dividido em duas secções. Primeiramente é analisada a tecnologia de soldadura *Tool Assisted Friction welding (TAFW)* destacando-se os aspetos comuns, assim como as principais diferenças, relativamente ao processo *Friction Stir Welding (FSW)*. Posteriormente é feita uma análise dos ciclos térmicos e da sua influência nas propriedades de soldaduras em aço produzidas por *FSW* e *TAFW*.

### 2.1. A tecnologia de ligação

Os processos de soldadura em estado sólido são cada vez mais utilizados a nível industrial devido à sua eficiência energética e ao facto de serem processos amigos do ambiente. A tecnologia *FSW*, um dos processos de soldadura em estado sólido mais em voga na atualidade, usa uma ferramenta rotativa não consumível, para realizar a ligação. Durante o processo de soldadura a ferramenta é sujeita a uma força axial e animada de movimentos de rotação e translação linear (figura 2.1a). Devido à rotação da ferramenta, e à interação ferramenta-chapa, é gerado calor por fricção (*Friction*) que irá amaciar os materiais a unir e permitir a sua união por mistura (*Stir*), em estado sólido, em torno do eixo da ferramenta. A velocidade linear da ferramenta, e a velocidade de rotação, são os parâmetros mais importantes do processo devido à sua forte influência nos ciclos térmicos de soldadura e no fluxo de material em torno da ferramenta, os quais determinam as propriedades da ligação. A força axial, no caso do processo ser realizado em controlo de força, e a penetração da ferramenta no metal base (MB), no caso do processo ser realizado em controlo de posição, assim como a geometria da ferramenta, que como se indica na figura 2.1b é constituída por uma base e um pino, são também parâmetros essenciais para a qualidade da ligação pois influenciam a geração de calor e o fluxo de material.



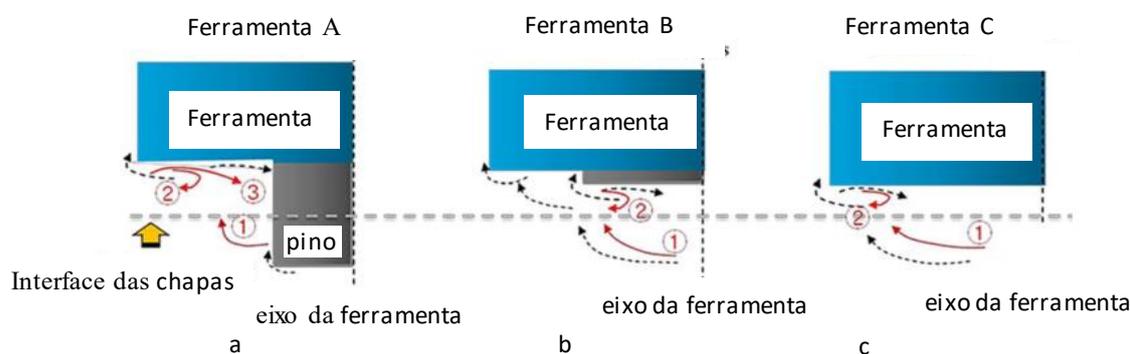
**Figura 2.1.** Parâmetros de processo a), ferramenta de soldadura de FSW b) e ferramenta de soldadura de TAFW c)(adaptado de Mira-Aguiar *et al.*, 2016).

A tecnologia *FSW* pode ser utilizada, quer para a execução de soldaduras lineares em junta topo-a-topo, quer para a execução de soldaduras lineares ou por pontos em junta sobreposta. Quando aplicada na ligação linear em junta sobreposta, a tecnologia é designada por *Friction Stir Lap Welding (FSLW)*, quando aplicada na ligação por pontos em junta sobreposta, a tecnologia é designada por *Friction Stir Spot Welding (FSSW)*. Em *FSSW* a ferramenta apenas está sujeita a um movimento linear vertical, para o posicionamento da ferramenta, e a um movimento de rotação, para a geração de calor, por fricção, e mistura dos metais base, por deformação plástica. Nesta variante do processo *FSW*, a velocidade de penetração da ferramenta no metal base e o tempo de permanência são parâmetros importantes para a realização bem sucedida da soldadura (Lakshminarayanan *et al.*, 2015).

A tecnologia *Tool Assisted Friction Welding (TAFW)*, utilizada para a ligação em junta sobreposta, difere da tecnologia *FSLW* por utilizar uma ferramenta de base plana, sem pino (figura 2.1c), que permite suprimir a mistura (*Stir*) dos materiais dos mecanismos de ligação. De acordo com Mira-Aguiar *et al.*, 2016, em *TAFW*, a união dos metais base ocorre por difusão sob a ação combinada das elevadas temperaturas desenvolvidas no processo e do esforço de compressão exercido pela ferramenta. Apesar das diferenças apontadas nos mecanismos de ligação, a tecnologia *TAFW* assemelha-se ao processo *FSLW* pela utilização de uma ferramenta não consumível, animada de movimentos de translação e rotação, para a geração de calor por fricção e para exercer o esforço axial necessário.

Tal como o processo *FSW*, a tecnologia *TAFW* pode também ser utilizada para a realização de soldadura por pontos, utilizando procedimentos semelhantes aos utilizados

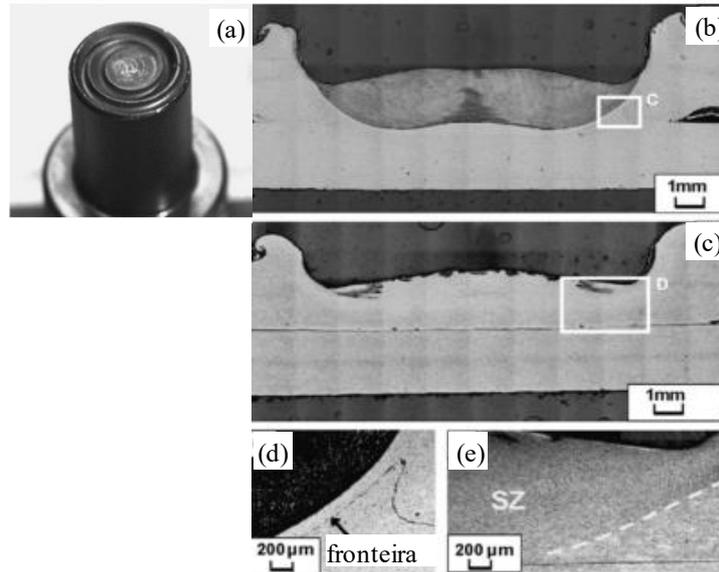
em *FSSW*. Com efeito, Leon and Shin, 2015 analisaram a influência do pino no fluxo de material em *FSSW*. Estes autores testaram ferramentas com pinos de comprimento variável, e ainda, uma ferramenta sem pino, na soldadura de ligas de alumínio (AA5052-H32) e de magnésio (AZ31B). A Figura 2.2, onde se mostram as componentes do fluxo de material identificadas pelos autores para ferramentas com pinos de diferentes comprimentos (Ferramenta A e B) e para a ferramenta sem pino (Ferramenta C), permite concluir que a supressão do pino permite eliminar o fluxo vertical do material no sentido descendente, identificado na figura através do algarismo número 3. Os autores referem ainda a forte influência das características do metal base no fluxo de material, permitindo concluir que uma conjugação correta das propriedades dos metais base e da geometria da ferramenta, permitirá eliminar a formação do defeito do tipo *hooking* característico das soldaduras em junta sobreposta. De realçar que estes autores não fazem qualquer distinção dos mecanismos de ligação aquando da utilização de ferramentas com e sem pino.



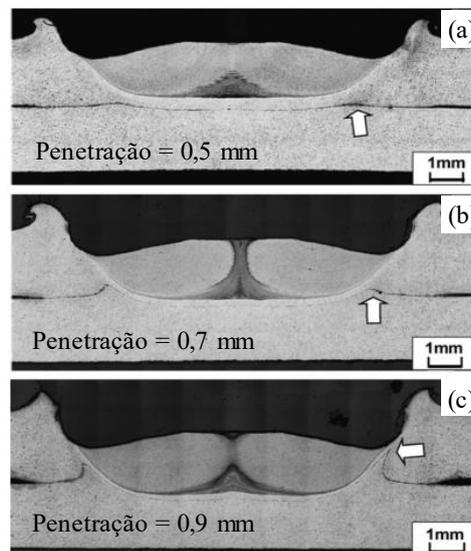
**Figura 2.2.** Influência do fluxo de material com o tipo de ferramenta (adaptado de Leon and Shin, 2015).

Tozaki *et al.*, 2010 realizaram também soldaduras por pontos, em alumínio AA6061-T4, utilizando ferramentas sem pino. Os autores compararam soldaduras produzidas com ferramentas com duas geometrias da base diferentes, uma com base côncava estriada (figura 2.3a) e outra com base côncava plana, e concluíram que a utilização da ferramenta com base estriada conduziu à obtenção de soldaduras com defeito do tipo *hooking* tal como se pode observar na figura 2.3a e 2.3c. Por outro lado, a utilização da ferramenta com base plana permitiu suprimir o defeito, como se pode observar nas figuras 2.3b e 2.3d. Os autores concluíram ainda que a penetração da ferramenta apresentava forte influência na formação e severidade do defeito. Tal como se pode observar na Figura 2.4, o aumento da

penetração de 0,5 para 0,9mm conduziu a um forte aumento da severidade do *hooking*. Mais uma vez, estes autores não fazem qualquer referência à ocorrência de mistura dos metais base, catalogando o processo de ligação como *FSSW*



**Figura 2.3.** Influência da base da ferramenta no defeito *hook* (adaptado de Tozaki *et al.*, 2010).



**Figura 2.4** Influência da penetração no defeito *hook* (adaptado de Tozaki *et al.*, 2010).

Finalmente Baek *et al.*, 2010 também realizaram soldaduras pelo processo *FSSW*, utilizando uma ferramenta de base plana, sem pino, em chapas de aço galvanizado. Tal como Mira-Aguiar *et al.*, 2016, estes autores afirmam que a ligação dos metais base resultou de um processo de difusão, tendo observado regiões de grão refinado, junto à

interface dos metais base, e regiões de grão grosseiro, no centro da soldadura, onde houve um crescimento do grão, relativamente ao metal base, devido ao calor induzido pela fricção.

Um dos grandes problemas associados às soldaduras em aço pelo processo *FSW* é o desgaste da ferramenta (Cam, 2011). De acordo com De *et al.*, 2014, a minimização da altura do pino e/ou o aumento do seu diâmetro, são soluções eficientes com vista a minimizar o desgaste da ferramenta. Sendo assim, a maximização da vida da ferramenta, constitui uma mais valia para a utilização de ferramentas sem pino, a acrescer às já citadas nos parágrafos anteriores. Com efeito, quer a utilização de pré-aquecimento dos metais base, quer a refrigeração das ferramentas, apontadas por Thomas *et al.*, 1999 e Sato *et al.*, 2009, respetivamente, como técnicas eficientes para a redução do desgaste das ferramentas, são bastante mais complexas, e por isso mais dispendiosas, do que a simplificação da geometria da ferramenta, através da supressão do pino. A supressão do pino é ainda desejável com vista à simplificação do processo de produção das ferramentas, as quais, no caso da soldadura de aços, são usualmente fabricadas em tungsténio, ligas de tungsténio e *PCBN*, o que torna a sua produção extremamente dispendiosa.

## **2.2. Análise dos ciclos térmicos**

As temperaturas máximas atingidas durante o processo de soldadura, assim como as velocidades de aquecimento e arrefecimento, influenciam a microestrutura e as propriedades mecânicas das ligações. Sabendo que em *FSW* os ciclos térmicos dependem dos parâmetros de processo, das características dos materiais a soldar e da ferramenta, é necessário analisar a influência de cada um destes fatores na evolução das temperaturas de modo a prever as propriedades das soldaduras. A análise da aquisição dos ciclos térmicos pode ser feita diretamente com base em medição de temperatura ou, indiretamente, com base na análise de microestrutura das soldaduras.

### 2.2.1. Análise dos ciclos térmicos com base em medições de temperatura

Em *FSW* as transformações microestruturais são determinadas pela deformação plástica e pelos ciclos térmicos induzidos pelo processo de soldadura. Até à data, a análise dos ciclos térmicos em *FSW*, ou seja, a aquisição das temperaturas durante a soldadura, tem sido realizada utilizando termopares e/ou câmaras termográficas.

Thomas *et al.*, 1999 usaram uma câmara termográfica (*Agema thermavision 900 series*) para registar os ciclos térmicos em soldadura de chapas de aço inoxidável com 12mm de espessura. Estes autores registaram temperaturas de pico de 1090°C, concluindo que na zona de mistura as temperaturas rondariam 1100 a 1200°C. Concluíram também que as temperaturas máximas aumentam com a velocidade de rotação, devido à forte influência deste parâmetro na geração de calor. Em virtude dos ciclos térmicos impostos ao metal base foram registados aumentos de dureza quer na Zona Termicamente Afetada (ZTA), quer na Zona TermoMecanicamente Afetada (ZTMA) de todas as soldaduras.

Tal como os autores anteriores Baek *et al.*, 2010 utilizaram uma câmara termográfica para registar as temperaturas durante a soldadura por pontos de chapas de aço galvanizadas, com 0,6 mm de espessura. Estes autores registaram temperaturas de 1020°C na interface chapa-ferramenta. Lienert *et al.*, 2003, por sua vez, analisaram os ciclos térmicos na ligação por *FSW* de chapas com 6,35mm de espessura do aço AISI 1018, utilizando também uma câmara termográfica (*Agema 550 tracer plus elite infrared System*) e termopares do tipo K. Os autores colocaram os termopares na superfície da chapa e na ferramenta. As temperaturas de pico registadas pelos termopares colocados a 3,2mm da soldadura rondaram os 590 a 665°C, enquanto que as temperaturas dos termopares colocados na ferramenta, a 6,35 e a 9,65mm acima da base rondaram 985°C e 930°C, respetivamente. No mesmo ensaio, a câmara termográfica registou temperaturas de 990°C na interface de ferramenta-chapa, ou seja, valores de temperatura semelhantes aos registados pelos termopares colocados na ferramenta. Com base nas medições de temperaturas os autores concluíram que as temperaturas na zona de mistura de material deveriam ser superiores a 1100°C.

Cui *et al.*, 2007 utilizaram termopares, posicionados na interface de contacto entre as chapas a soldar e a placa de apoio da máquina de soldadura. Estes autores analisaram o efeito da velocidade de rotação nas temperaturas máximas de soldadura e nas velocidades

de arrefecimento. Concluíram que com o aumento da velocidade de rotação, as temperaturas máximas atingidas aumentavam. As temperaturas máximas registadas por estes autores variavam entre 900 e 600°C ao alterar a velocidade de rotação entre 800 e 200rpm, respetivamente. As soldaduras obtidas apresentavam durezas superiores à do metal base, tendo sido registados valores de dureza mais elevados para a soldadura efetuada com maior velocidade de rotação, ou seja, aquela que atingiu maiores temperaturas.

Fujii *et al.*, 2006 utilizaram a mesma técnica que Cui *et al.*, 2007 para registar os ciclos térmicos na soldadura dos aços IF, S12C e S35C. Estes autores realizaram soldaduras com velocidade de rotação de 400rpm e velocidades de avanço de 100 e 400mm/min e concluíram que a temperatura máxima atingida diminuía com o aumento da velocidade de avanço, para todos os metais base. Os autores registaram ainda temperaturas máximas semelhantes para todos os metais base, durante a soldadura à velocidade de avanço de 400mm/min, mas temperaturas diferentes para as soldaduras realizadas com a velocidade de avanço de 100mm/min.

### **2.2.2. Análise dos ciclos térmicos com base na microestrutura das soldaduras**

A análise dos ciclos térmicos com a base na microestrutura das soldaduras é uma técnica amplamente utilizada em estudos de soldabilidade. Com efeito, tal como se demonstra de seguida, alguns dos autores que realizaram medições de temperatura utilizando termopares ou termografia, complementaram/confirmaram os seus resultados com recurso a análises microestruturais.

Como referido no item anterior, Fujii *et al.*, 2006 utilizaram termopares, posicionados sob as chapas a soldar, para registar os ciclos térmicos na soldadura dos aços IF (0% C), S12C (0,12% C) e S35C (0,34% C). De modo a estimar as temperaturas máximas atingidas no seio das soldaduras, estes autores completaram as medições de temperatura com a análise do diagrama de equilíbrio Fe-C e observações microestruturais. Na figura 2.5, extraída deste trabalho, pode observar-se o posicionamento dos aços em estudo no diagrama Fe-C. A análise da figura permitiu concluir que para as soldaduras realizadas no aço IF, com 0% de carbono, não poderia ter ocorrido qualquer transformação de fase induzida pelos ciclos térmicos uma vez que as temperaturas máximas atingidas nas soldaduras não

ultrapassaram 839°C. Sendo assim, o refinamento do grão observado nas soldaduras deste aço foi atribuído à severa deformação plástica induzida pela ferramenta. Para as soldaduras realizadas no aço S12C, com 0,12% de carbono, com uma velocidade de avanço de 100mm/min, o refinamento de grão foi atribuído à transformação parcial da austenite em perlite devido à temperatura máxima registada (790°C) ter sido superior à temperatura A1. Já no caso da soldadura realizada com uma velocidade de avanço de 400mm/min, para qual a temperatura máxima registada (640°C) foi abaixo da temperatura A1, observou-se apenas a precipitação de carbonetos na matriz do metal base. Já para as soldaduras realizadas em aço S35C, com 0,34% de carbono, para as velocidades de avanço de 100 e 400mm/min, registaram-se temperaturas máximas de 873 e 653°C, respetivamente. Enquanto a temperatura máxima registada para a soldadura efetuada a 100mm/min foi superior à temperatura A3, originando uma maior percentagem de perlite na soldadura, em relação ao metal base, a temperatura máxima registada para a soldadura efetuada a 400mm/min foi inferior à temperatura A1, resultando apenas globulização da cementite presente na mistura do metal base. Todas as soldaduras analisadas neste trabalho apresentaram um aumento de dureza na região soldada.

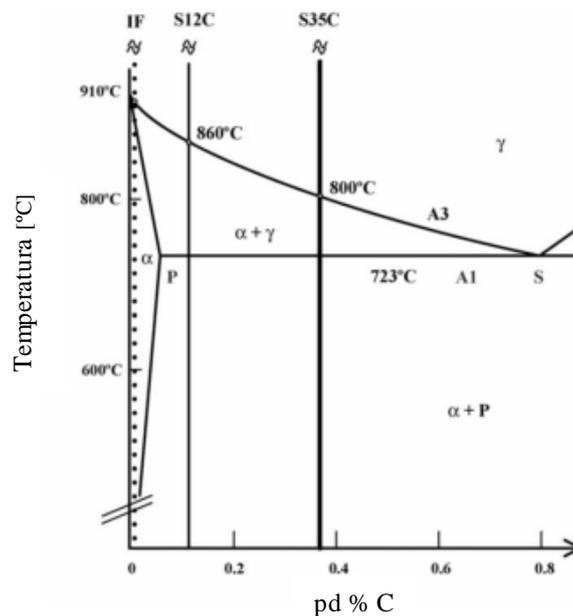


Figura 2.5. Diagrama de equilíbrio de Fe-C (adaptado de Fujii *et al.*, 2006).

Sarkar *et al.*, 2014 analisaram soldaduras produzidas por FSSW, em aço DP590, utilizando velocidades de rotação e velocidades de penetração variáveis. Estes autores

observaram que as soldaduras realizadas com velocidades de rotação mais elevadas apresentavam um maior tamanho de grão, o que foi atribuído a uma maior geração de calor. Para estas soldaduras, que teriam estado sujeitas a temperaturas mais elevadas, foi ainda observada uma maior quantidade de ferrite acicular e ferrite Widmanstätten, o que conduziu a valores de durezas mais elevados relativamente às soldaduras efetuadas com menores velocidades de rotação, para as quais foi registado menor tamanho de grão. A análise microestrutural permitiu ainda concluir que teria ocorrido uma menor adição de calor para as soldaduras efetuadas com velocidade de penetração mais elevadas.

Mazzaferro *et al.*, 2015 analisaram a influência da velocidade de rotação e do tempo de permanência nas condições termomecânicas desenvolvidas durante a soldadura por pontos do aço TRIP 800. Neste estudo o aço apresentava um revestimento galvanizado. A análise microestrutural da soldadura permitiu-lhes concluir que a dimensão da zona afetada pelo processo aumentava com o aumento, quer da velocidade de rotação, quer do tempo de permanência, o que atribuíram a uma maior adição de calor na soldadura. O aumento da temperatura conduziu a um aumento da quantidade de austenite retida na microestrutura da soldadura, promovendo uma diminuição da dureza relativamente às soldaduras efetuadas a temperaturas mais reduzidas. Mazzaferro *et al.*, 2015 observaram também que, devido ao seu baixo ponto de fusão, o zinco presente no revestimento galvanizado era fundido durante o processo de soldadura, funcionando como um lubrificante.

Sheikhhasani *et al.*, 2016 analisaram a influência do diâmetro da base e do pino da ferramenta nas características das soldaduras produzidas por *FSSW* num aço galvanizado de baixo teor em carbono. Observaram que com o aumento do diâmetro da base e do pino da ferramenta, ocorria um aumento da dureza devido a uma diminuição do tamanho de grão na zona afetada pelo processo. O refinamento de grão na soldadura, relativamente ao metal base, foi atribuído à ocorrência de recristalização dinâmica e ao arrefecimento rápido da soldadura.

Na presente dissertação vão ser analisados os ciclos térmicos, as variações de dureza e as microestruturas de soldaduras por pontos produzidas, pela tecnologia *TAFW*, num lote variado de metais base. A análise efetuada será enquadrada relativamente ao estado da arte apresentado neste capítulo.



### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1. Metais Base

No presente trabalho foram realizadas soldaduras por pontos, em junta sobreposta, em chapas de aço com 1mm de espessura. Na Tabela 3.1 identificam-se os metais base que foram utilizados nesta análise: um aço macio (DC01), dois aços galvanizados (DX51D-Z140 e DX51D-Z200) e um aço de alta resistência (HC 420 LA). Tal como se indica na tabela, para o aço macio foram soldadas chapas sem revestimento (DC) e chapas com revestimento galvanizado com 2,5µm de espessura (DC-R). As chapas dos aços galvanizados apresentavam revestimentos com 10µm (DX-R10) e 14µm (DX-R14) de espessura. Já o aço de alta resistência não apresentava qualquer revestimento (HC).

**Tabela 3.1.** Metais base.

Designação	Material	Espessura da chapa (mm)	Espessura do revestimento (µm)
DC	DC01	1	-
DC-R	DC01-ZE25/25	1	2,5
DX-R10	DX51D-Z140	1	10
DX-R14	DX51D-Z200	1	14
HC	HC 420 LA	1	-

Na tabela 3.2 apresentam-se as composições químicas dos metais base, assim como o valor do carbono equivalente ( $C_{eq}$ ), para cada material, calculado usando a equação

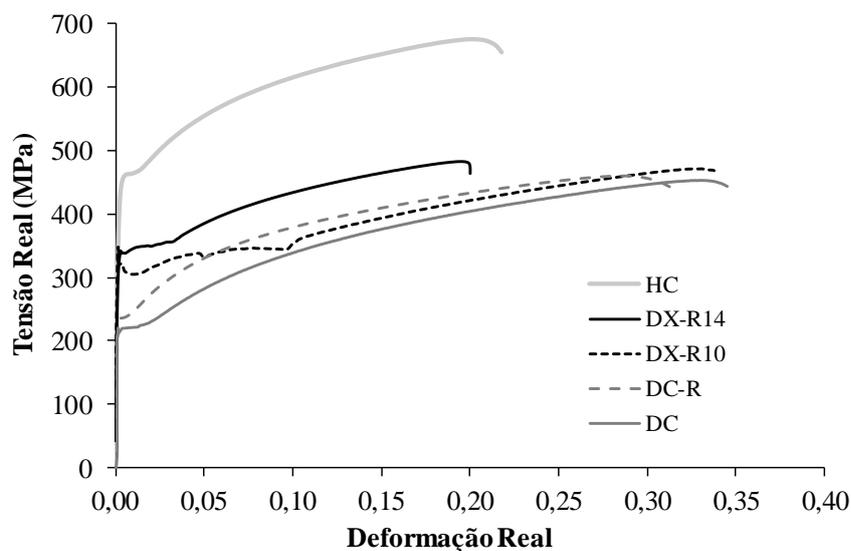
$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{6} + \frac{\%N + \%Cu}{6} \quad (3.1)$$

onde se utilizam as percentagens ponderadas de carbono ( $C$ ), manganês ( $Mn$ ), crómio ( $Cr$ ), molibdénio ( $Mo$ ), vanádio ( $V$ ), azoto ( $N$ ) e cobre ( $Cu$ ).

**Tabela 3.2** . Composição química (pd %) e  $C_{eq}$  dos materiais base.

Material	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Si</i>	<i>Ti</i>	$C_{eq}$
<b>DC01</b>	0,078	0,314	0,012	0,016	0,004		0,13
<b>DX51D-Z140</b>	0,05	0,35	0,008	0,01	0,02		0,11
<b>DX51D-Z200</b>	0,11	0,5	0,017	0,007	0,015	0,001	0,19
<b>HC 420 LA</b>	0,1	1,6	0,025	0,025	0,5	0,15	0,37

Na Figura 3.1 comparam-se as curvas tensão-deformação em tração dos metais base e na Figura 3.2 as durezas médias. As figuras mostram que os metais base com valores de carbono equivalente semelhantes apresentavam valores de dureza também semelhantes e comportamento plástico similar, ou seja, valores semelhantes de ductilidade e resistência à tração. Os metais base com valores de carbono equivalente mais elevados, apresentavam dureza e resistência à tração superiores às dos metais base com carbono equivalente inferior, mas ductilidade inferior.

**Figura 3.1.** Curvas tensão-deformação em tração dos metais base.

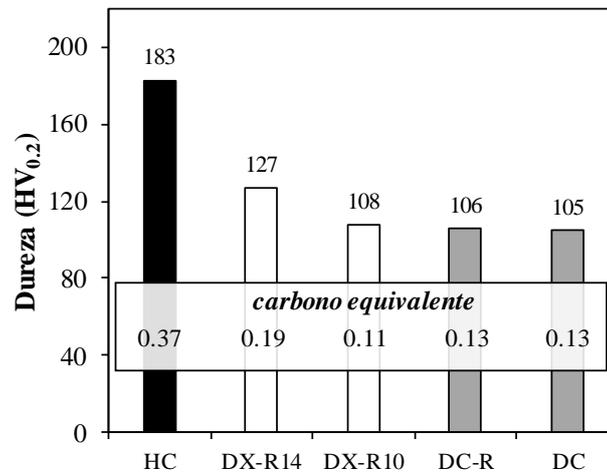
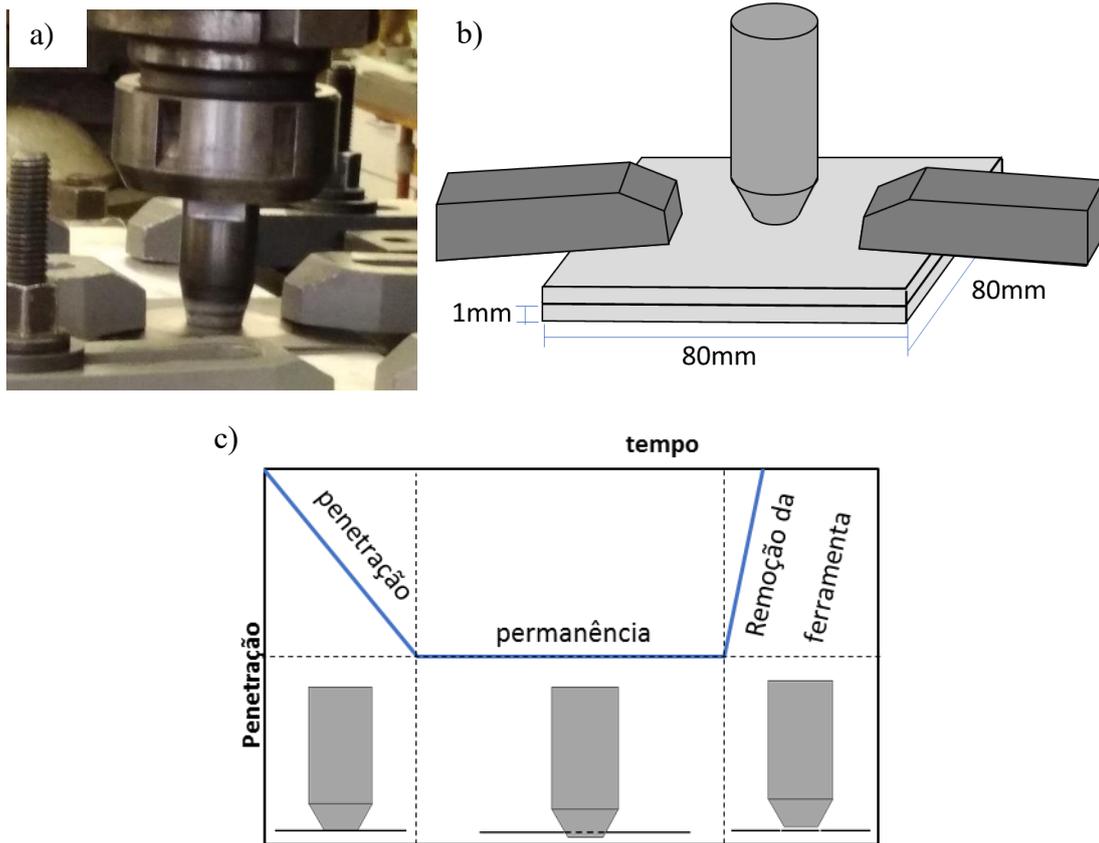


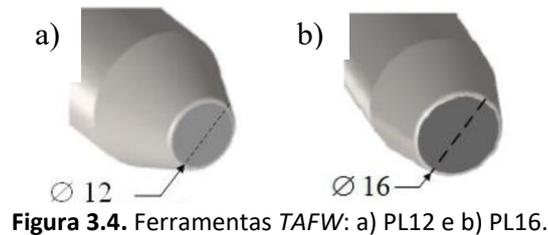
Figura 3.2. Durezas médias dos metais base.

### 3.2. Produção de soldaduras

Nas Figuras 3.3a e 3.3b mostra-se a montagem utilizada para o fabrico das soldaduras pelo processo *Tool Assisted Friction Welding (TAFW)* em chapas com dimensão 80x80 mm. Na Figura 3.3c esquematiza-se o ciclo de produção das soldaduras, o qual compreende três fases. A fase de penetração (dz), em que a ferramenta se desloca na vertical até ser atingido o valor de penetração pretendido na chapa superior, a fase de manutenção, que define o período durante o qual a ferramenta em rotação permanece em contacto com os metais a soldar, e a fase de remoção, que corresponde ao final da soldadura, ou seja, ao deslocamento vertical da ferramenta em sentido contrário ao da penetração. Tanto o período de penetração, como o período de manutenção ( $t_p$ ), são parâmetros importantes no processo de soldadura por pontos. Os restantes parâmetros a considerar, no caso da ligação por *TAFW*, são a velocidade de rotação ( $\omega$ ) e o diâmetro da ferramenta (D). Como se pode observar na Figura 3.4, as ferramentas utilizadas neste processo caracterizam-se por não terem pino e por apresentarem uma base plana. Neste trabalho foram testadas ferramentas com 12 e 16mm de diâmetro, as quais serão designadas por PL12 e PL16 ao longo do texto.



**Figura 3.3.** Fabrico de soldaduras: a) montagem, b) representação esquemática da montagem e c) ciclo de processamento do processo TAFW.



**Figura 3.4.** Ferramentas TAFW: a) PL12 e b) PL16.

Nas Tabelas 3.3 a 3.5 descrevem-se os parâmetros usados para a realização das soldaduras. Estes parâmetros foram agrupados em tabelas de acordo com as tipologias das análises efetuadas. Na Tabela 3.3 mostram-se os parâmetros utilizados para a análise de sensibilidade das condições de soldadura às propriedades do metal base (MB). Neste estudo utilizaram-se sempre os mesmos parâmetros do processo e variou-se apenas o metal base. Na Tabela 3.4 mostram-se os parâmetros utilizados na análise de sensibilidade às condições de soldadura. Como se pode ver na tabela, nesta análise utilizou-se apenas um metal base, o aço de alta resistência HC, e fizeram-se variar a velocidade de rotação e o diâmetro da ferramenta. Finalmente, na Tabela 3.5, mostram-se os parâmetros de processo utilizados na

análise de sensibilidade aos ciclos térmicos. Nesta análise foi também utilizado apenas um metal base, o aço HC, e fez-se variar o tempo de manutenção e o número de chapas, de modo a condicionar as condições de geração e escoamento de calor, respetivamente. O aço HC foi o metal base selecionado para as análises de sensibilidade aos parâmetros de processo e aos ciclos térmicos por apresentar o valor de carbono equivalente mais elevado, ou seja, a maior sensibilidade às variações das condições de soldadura.

**Tabela 3.3.** Parâmetros de processo utilizados na análise de sensibilidade ao metal base.

Material	$\omega$ (rpm)	D (mm)	dz (mm)	$t_p$ (s)	Nº de chapas
DC	1140	12	0,75	60	2
DC-R					
DX-R10	1140	12	0,75	60	2
DX-R14					
HC	1140	12	0,75	60	2

**Tabela 3.4.** Parâmetros de processo utilizados na análise de sensibilidade às condições de soldadura.

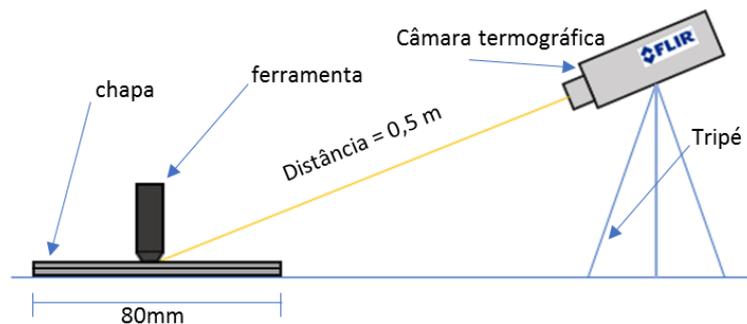
Material	$\omega$ (rpm)	D (mm)	dz (mm)	$t_p$ (s)	Nº de chapas
HC	1140	12	0,75	60	2
	870	12			
		16			
	1500	12			
		16			

**Tabela 3.5.** Parâmetros de processo utilizados na análise de sensibilidade aos ciclos térmicos.

Material	$\omega$ (rpm)	D (mm)	dz (mm)	$t_p$ (s)	Nº de chapas
HC	1140	12	0,75	60	2
					4
			1	180	3
					0,75

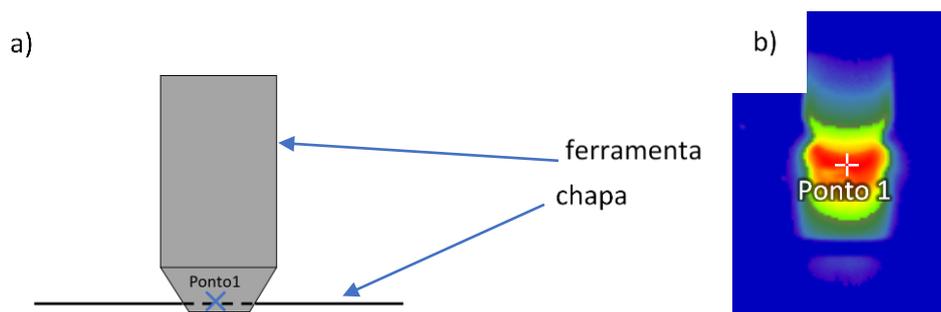
### 3.3. Medição de temperatura por termografia digital

As temperaturas alcançadas durante o processo de soldadura foram adquiridas com recurso a uma câmara termográfica da marca *FLIR A655sc*, posicionada de acordo com o esquema da Figura 3.5 de modo a permitir uma visualização perfeita da área de medição. A câmara foi posicionada a uma distância de 0,5m da soldadura de forma a diminuir o efeito nocivo dos reflexos sobre a aquisição.



**Figura 3.5.** Colocação da câmara para medição das temperaturas.

A avaliação dos ciclos térmicos foi realizada, após todas as operações de soldadura terem sido concluídas, utilizando o software *Flir ResearchIR* para pós-tratamento dos inputs adquiridos pela câmara termográfica. Na Figura 3.6 mostra-se a localização da região seleccionada para a aquisição das temperaturas, assinalada na figura como Ponto 1.



**Figura 3.6.** Localização da região onde as temperaturas foram analisadas: Representação esquemática a) e imagem do software b).

A utilização da câmara termográfica implica o ajuste, nem sempre fácil, de algumas variáveis, uma vez que quer a zona de medição, quer o ambiente envolvente e as

distorções óticas, associadas a fatores externos ao processo de soldadura, podem afetar significativamente a medição das temperaturas de acordo com o guia ResearchIR 4, 2015. Neste estudo, após uma análise de sensibilidade, verificou-se que o parâmetro com mais influência na medição das temperaturas era a emissividade térmica ( $e$ ). Tal como se mostra, a título de exemplo, no gráfico da Figura 3.7, a temperatura disponibilizada pelo software varia de forma exponencial com a variação da emissividade. Essa variação é tanto mais acentuada, quanto mais elevada for a temperatura na região em análise. Não tendo sido realizada a determinação da emissividade para cada um dos metais base, e atendendo à escassez de dados na literatura, neste estudo, assumiu-se um valor fixo de 0.95 para este parâmetro, o qual segundo o autor Frappier *et al.*, 2014 corresponde à emissividade ideal para chapas galvanizadas com temperaturas de 850°C.

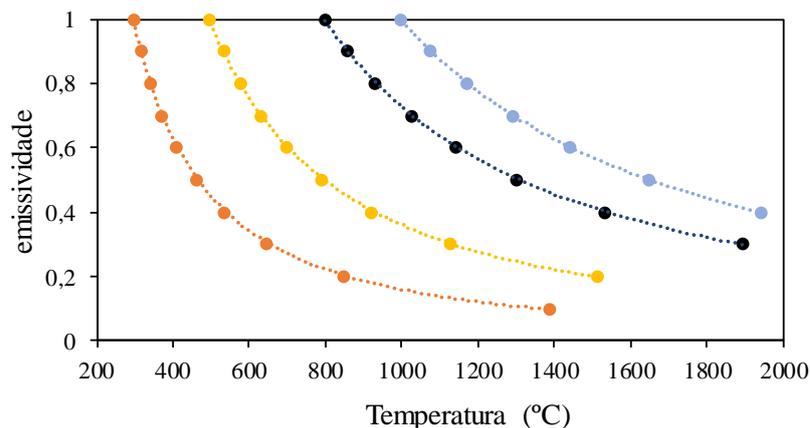


Figura 3.7. Influência da emissividade para várias temperaturas.

### 3.4. Inspeção visual e análise metalográfica

Após a realização das soldaduras, procedeu-se à inspeção visual das mesmas com o intuito de aferir a presença de defeitos macroscópicos, e realizou-se também uma análise metalográfica com o intuito de visualizar a microestrutura das soldaduras, para posterior análise e caracterização das transformações induzidas pelo processo. Nesta análise recorreu-se à microscopia ótica, usando um microscópio de marca *Leica DM 4000 M LED*. As amostras utilizadas nesta análise foram preparadas segundo os procedimentos de preparação

típicos para análise metalográfica. A microestrutura da secção transversal da soldadura foi revelada usando Nital 4% (48ml etanol + 2ml HNO<sub>3</sub>).

### 3.5. Caracterização mecânica

#### 3.5.1. Metal base

Os materiais base foram ensaiados em tração uniaxial, numa máquina de testes universal INSTRON 4206, conforme as práticas recomendadas pela norma E8M. O extensómetro ótico GOM ARAMIS 5M foi utilizado para a aquisição da deformação durante os ensaios. Os procedimentos necessários para a preparação das amostras com vista à aquisição de deformação com este equipamento são descritas em Leitão *et al.*, (2012, 2013). Os resultados da caracterização mecânica dos materiais base foram já apresentados e discutidos no ponto 3.1 deste capítulo.

#### 3.5.2. Soldaduras

Tendo em conta as restrições dimensionais das amostras, a caracterização mecânica das soldaduras foi realizada com recurso a ensaios de dureza. As medições de dureza foram efetuadas a meio da espessura de cada chapa, como se mostra esquematicamente na Figura 3.8.

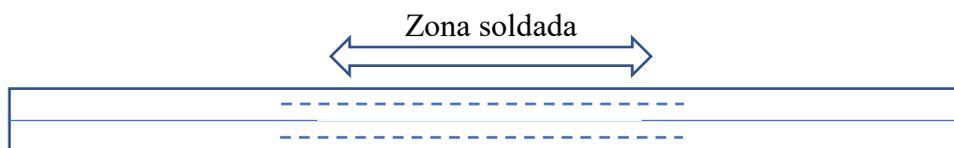


Figura 3.8. Linhas de medição de dureza.

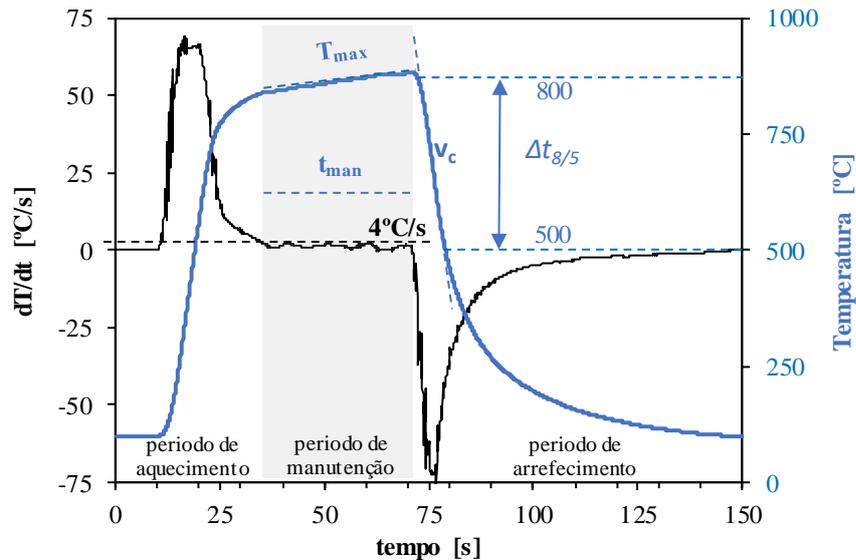
Utilizou-se o equipamento SHIMATZU *MicroHardness tester*, com carga de teste de 200g, aplicada durante 15 segundos. Foi utilizado um espaçamento de 1 mm entre indentações, na região central da soldadura.

## 4. ANÁLISE DE RESULTADOS

### 4.1. Caracterização do ciclo térmico

A aquisição dos ciclos térmicos de soldadura, que caracterizam a evolução da temperatura ao longo do tempo, é muito importante, na medida em que permite identificar não só as temperaturas a que o material esteve sujeito, mas também os períodos de aquecimento ( $t_h$ ), de manutenção ( $t_{man}$ ) e de arrefecimento ( $t_c$ ) da soldadura. Estes dados são essenciais para calcular, quer a temperatura máxima atingida no processo, quer as velocidades de aquecimento e de arrefecimento, que são variáveis fundamentais para a compreensão das transformações metalúrgicas nas diferentes zonas das soldaduras.

Na Figura 4.1 mostra-se, a título de exemplo, um ciclo térmico de soldadura. No mesmo gráfico encontra-se ainda representada a derivada instantânea da temperatura em relação ao tempo ( $dT/dt$ ) calculada com base no ciclo térmico. A derivada instantânea representa a velocidade instantânea de aquecimento, quando apresenta valores positivos, e a velocidade instantânea de arrefecimento, quando atinge valores negativos. De modo a determinar o período de manutenção, à temperatura máxima, assumiu-se que o período de aquecimento termina quando a velocidade instantânea de aquecimento diminui para valores positivos iguais ou inferiores a  $4^\circ\text{C/s}$ . Uma vez determinado o período de manutenção, a temperatura máxima atingida no processo ( $T_{max}$ ) foi determinada calculando a média das temperaturas registadas durante o período de manutenção. A velocidade de arrefecimento ( $v_c$ ), por sua vez, foi determinada calculando o tempo necessário para o arrefecimento do material no intervalo de temperaturas  $800 - 500^\circ\text{C}$  ( $\Delta t_{8/5}$ ), que de acordo com a literatura é aquele que permite detetar transformações microestruturais críticas para os aços (Easterling, 2003).

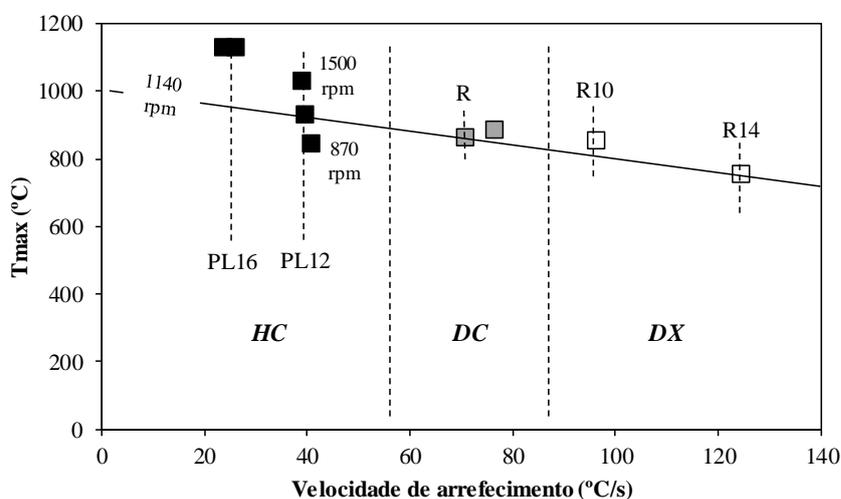


**Figura 4.1.** Ciclo térmico de soldadura, representado a azul, e derivada instantânea da temperatura em ordem ao tempo ( $dT/dt$ ), representada a preto.

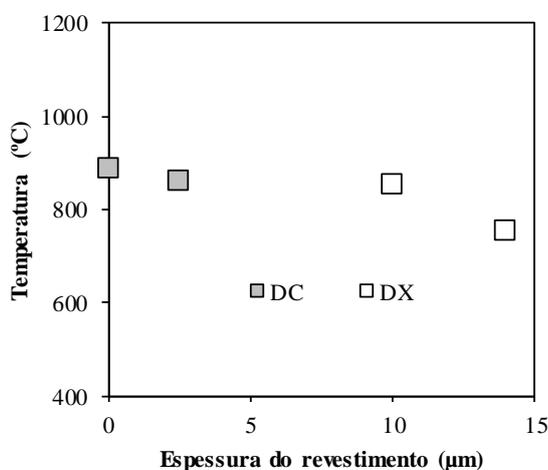
No gráfico da Figura 4.2 é traçada a evolução das temperaturas máximas atingidas durante a soldadura, em função da velocidade de arrefecimento, para soldaduras efetuadas em diferentes metais base e com parâmetros de processo semelhantes (tabela 3.3), e ainda, para as soldaduras efetuadas no aço HC, com diferentes velocidades de rotação e diferentes ferramentas (tabela 3.4). Comparando os resultados relativos à soldadura dos diferentes metais base pode concluir-se que, em condições de soldadura semelhantes, o aço HC, ou seja, o aço com maior resistência mecânica, foi aquele que atingiu as temperaturas mais elevadas durante a soldadura, seguido dos aços DC e DX. Esta evolução mostra que a temperatura máxima atingida depende da resistência mecânica dos metais base, mas não só. Com efeito, o aço DX-R14, com resistência mecânica superior à do aço DC (Figuras 3.1 e 3.2), apresentou temperaturas inferiores durante a soldadura. Uma vez que a geração de calor em soldadura por *TAFW* ocorre essencialmente por atrito, devido à supressão do arrastamento (*stir*) do material pelo pino, é plausível assumir que o coeficiente de atrito na superfície de contacto entre a ferramenta e a chapa é determinante para a geração de calor. Sabendo que os aços DX apresentavam camadas espessas de revestimento galvanizado, é também plausível assumir que a degradação do revestimento, constituído essencialmente por zinco, com temperaturas de fusão da ordem de  $420^{\circ}\text{C}$ , contribui para diminuir o atrito, e deste modo, a geração de calor (Porter, et al., 1991).

De modo a melhor ilustrar a hipótese anterior, na Figura 4.3 mostra-se a evolução das temperaturas máximas atingidas na soldadura, em função da espessura do revestimento,

para os aços DC e DX. Como se pode constatar, para cada metal base (MB), a temperatura máxima atingida decresceu com o aumento da espessura do revestimento. No caso do aço DC, a variação de temperatura entre as soldaduras em chapas galvanizadas e sem revestimento é mínima (cerca de 25°C), uma vez que a camada galvanizada apresentava uma espessura muito reduzida (2,5µm). Já no caso dos aços DX, em que a diferença de espessuras da camada galvanizada é de 4µm, foi reportada uma diferença de temperaturas máximas de cerca de 100°C com o aumento da espessura do revestimento. De notar que o aço DX-R14 apresentava resistência mecânica superior à do aço DX-R10, o que faria antever uma maior geração de calor durante a soldadura para este metal base.



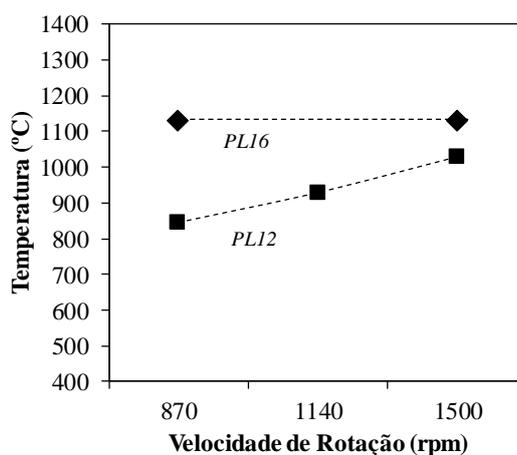
**Figura 4.2.** Evolução das temperaturas máximas atingidas durante a soldadura, em função da velocidade de arrefecimento.



**Figura 4.3.** Evolução das temperaturas máximas atingidas na soldadura, em função da espessura do revestimento, para os aços DC e DX.

Voltando à análise dos resultados da Figura 4.2 é ainda possível concluir que para o aço HC as temperaturas máximas atingidas na soldadura variaram de forma considerável com os parâmetros do processo e com diâmetro da base da ferramenta. O intervalo de variação das temperaturas máximas para este aço ( $\Delta T_{max}^{HC} = T_{max}^{PL16} - T_{max}^{870rpm} = 280^{\circ}C$ ), na gama de condições de soldadura testadas, é superior ao intervalo de variação das temperaturas máximas para a gama de metais base testados neste trabalho ( $\Delta T_{max}^{HC} = T_{max}^{HC} - T_{max}^{DX-R14} = 175^{\circ}C$ ). Isto permite concluir que a influência dos parâmetros do processo na geração de calor é superior à influência das características do metal base.

Com base na Figura 4.4, onde se mostra a evolução das temperaturas máximas de soldadura em função da velocidade de rotação e do diâmetro da ferramenta, para o aço HC, é possível ainda concluir que enquanto para a ferramenta PL12, com menor diâmetro, a temperatura máxima de soldadura aumentou com o aumento da velocidade de rotação, para a ferramenta PL16, com maior diâmetro, a temperatura máxima permaneceu constante ao variar a velocidade de rotação. Estes resultados são uma evidência de que o conhecido efeito de autorregulação (Qian *et al.*, 2012), associado ao processo *FSW*, pode também ser aplicado à soldadura por *TAFW*. De facto, o efeito de autorregulação assegura que durante a soldadura a temperatura não sobe de forma contínua com o aumento da velocidade de rotação, nunca atingindo a temperatura de fusão do metal base. Isto faz com que independentemente da velocidade de rotação estejam sempre asseguradas condições de soldadura em estado sólido. De acordo com o gráfico da Figura 4.4, a velocidade de rotação de 1500rpm estará ainda fora do limiar de saturação da geração de calor, para o aço HC. O mesmo não se pode concluir relativamente ao diâmetro de 16 mm, uma vez que as temperaturas máximas atingidas durante as operações de soldadura realizadas com esta ferramenta permaneceram constantes e independentes da velocidade de rotação. Este resultado permite concluir que o diâmetro de 16mm estará também dentro de um patamar limite para a geração de calor, mas neste caso, relacionado com as dimensões das ferramentas.



**Figura 4.4.** Evolução das temperaturas máximas de soldadura em função da velocidade de rotação e do diâmetro da ferramenta, para o aço HC.

Finalmente, a última conclusão que se poderá retirar da análise da Figura 4.2 é que a velocidade de arrefecimento, para as soldaduras em aço DC e DX aumentou com a diminuição da temperatura máxima atingida durante a soldadura. Esta evolução pode ser explicada atendendo à necessidade de dissipar uma menor quantidade de calor, durante o arrefecimento, para as soldaduras que atingiram temperaturas menos elevadas. No entanto, o mesmo não é verdade para as soldaduras realizadas no aço HC, para as quais a velocidade de arrefecimento permaneceu praticamente constante apesar das variações significativas de temperatura registadas para as diferentes condições de soldadura.

De modo a melhor compreender a dissipação de calor na soldadura, na Figura 4.5 mostra-se a variação da temperatura máxima em função da velocidade de arrefecimento para soldaduras efetuadas nas condições especificadas na Tabela 3.5, ou seja, com um número crescente de chapas (2 a 4 chapas), de modo a aumentar a capacidade de dissipação de calor, e tempos de manutenção variáveis (entre 1 e 3min), de modo a fazer variar a quantidade de calor adicionado ao material. Na Figura 4.6 mostram-se macrografias das secções transversais das soldaduras realizadas com duas chapas e tempo de manutenção de 1min (Figura 4.6a) e quatro chapas e tempos de manutenção de 1 e 3min (Figura 4.6b e c).

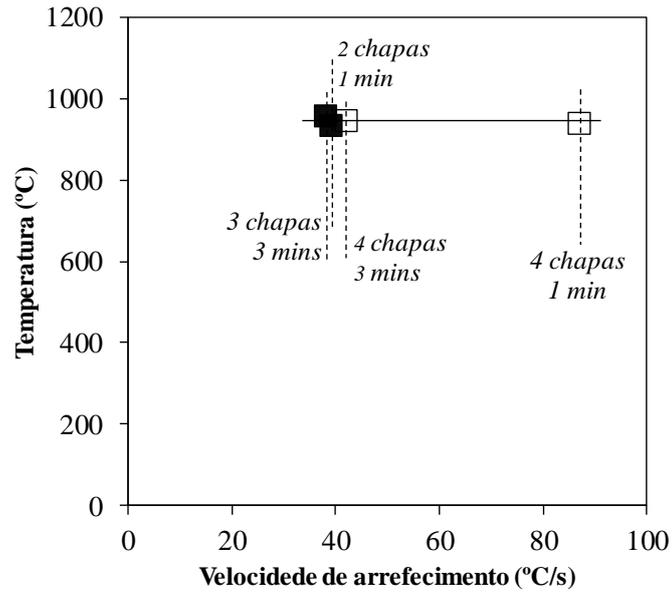


Figura 4.5. Variação da temperatura máxima em função da velocidade de arrefecimento.

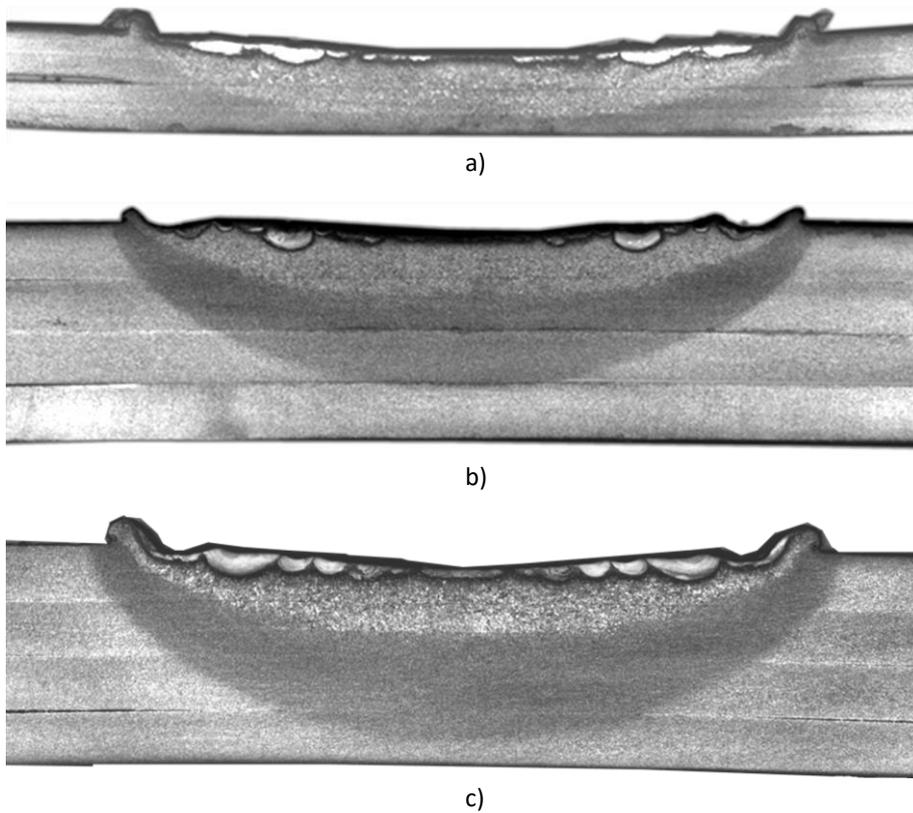


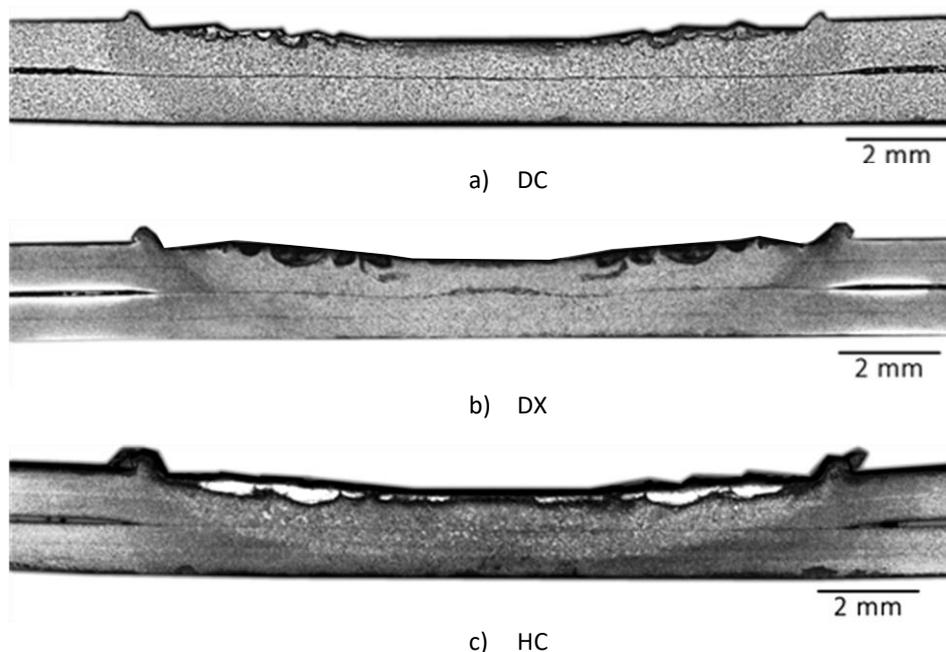
Figura 4.6. Macrografias das seções transversais das soldaduras realizadas com duas chapas e tempo de manutenção de 1min a) e quatro chapas e tempos de manutenção de 1 b) e 3min c).

A análise da Figura 4.5 permite concluir que a temperatura máxima atingida durante a soldadura permaneceu constante, independentemente do número de chapas a soldar, o que indica que a geração de calor será governada pela velocidade de rotação e pelo diâmetro da ferramenta. Já a velocidade de arrefecimento foi semelhante, para a soldadura realizada com duas chapas e 1min de manutenção e para as soldaduras realizadas com três e quatro chapas e 3min de manutenção, mas foi bastante mais elevada para a soldadura realizada com quatro chapas e 1min de manutenção. As imagens da Figura 4.6 mostram que o calor gerado na soldadura foi suficiente para promover transformações microestruturais em toda a secção transversal das soldaduras, nos casos em que a velocidade de arrefecimento foi semelhante (Figura 4.6a e figura 4.6c), mas não foi suficiente para transformar a chapa inferior quando se soldaram quatro chapas com apenas 1min de manutenção (Figura 4.6b). Ou seja, neste caso, a velocidade de arrefecimento foi superior à das restantes soldaduras uma vez que foi fornecida uma quantidade de calor semelhante à da soldadura efetuada com duas chapas (Figura 4.6a), mas a quantidade de material disponível para dissipar o calor era superior. Ao aumentar a quantidade de calor adicionado, aumentando o tempo de manutenção, a velocidade de arrefecimento durante a soldadura com quatro chapas diminuiu para valores semelhantes aos obtidos com duas chapas, uma vez que a quantidade de calor adicionado aumentou, conduzindo a uma distribuição de calor uniforme em toda a secção transversal da soldadura. Estes resultados provam que a distribuição do calor é mais relevante para as condições de arrefecimento do que a quantidade de calor gerado. Esta conclusão está em linha com De *et al.*, 2014 que afirmam que em *FSW* as condições de arrefecimento são determinadas pela velocidade de soldadura, e independentes da velocidade de rotação, devido à forte influência do primeiro parâmetro na distribuição de calor.

## 4.2. Caracterização morfológica e microestrutural

Após a análise dos ciclos térmicos, procedeu-se à caracterização mecânica e microestrutural das soldaduras com vista a apurar se as transformações induzidas pelo processo de soldadura no metal de base foram de natureza exclusivamente térmica ou, se pelo contrário, ocorreu uma forte interação mecânica entre a ferramenta e o metal base.

Na Figura 4.7 mostram-se imagens das secções transversais das soldaduras efetuadas nos aços DC, DX-R14 e HC, utilizando parâmetros de processo semelhantes. Em todas as secções transversais é possível observar, de forma clara, uma região afetada pelo processo com características morfológicas semelhantes para todos os metais base. Mais concretamente, é possível observar uma região transformada, simétrica em relação ao eixo da ferramenta, e ainda, a presença de uma linha contínua, no meio dessa região, coincidente com a interface original das chapas. A presença desta linha prova que, apesar de as chapas estarem unidas, não terá ocorrido transporte de material (*stir*) através da interface, como é característico das soldaduras efetuadas por *FSW*. Na parte superior das soldaduras, na região de interface com a ferramenta, é ainda possível observar a presença de microestruturas com contrastação mais clara. De acordo com Mira-Aguiar *et al.*, 2016 essa região será rica em inclusões de tungsténio provenientes da ferramenta. Nas soldaduras efetuadas no aço HC, o metal base mais duro de entre os metais ensaiados, a região com inclusões de tungsténio é mais extensa em resultado de um maior desgaste da ferramenta. No caso dos aços mais macios (DC), e com revestimentos (DX), a região com inclusões de tungsténio é bastante mais limitada, indicando um menor desgaste da ferramenta. É ainda de assinalar que independentemente das condições de soldadura, e dos metais base, todas as soldaduras analisadas apresentavam morfologia semelhante à das soldaduras da Figura 4.7.

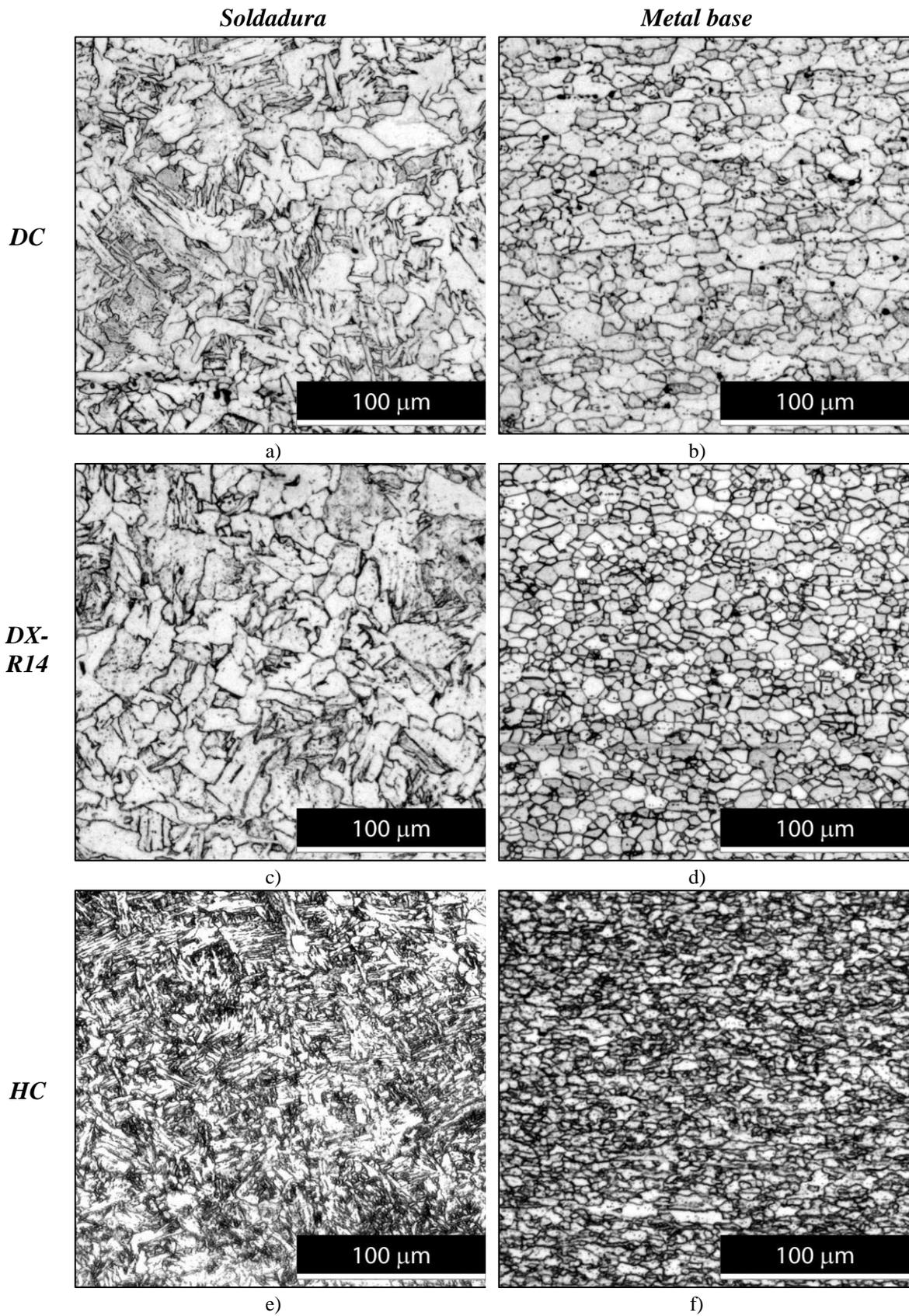


**Figura 4.7.** Imagens das secções transversais das soldaduras efetuadas nos aços DC a), DX-R14 b) e HC c).

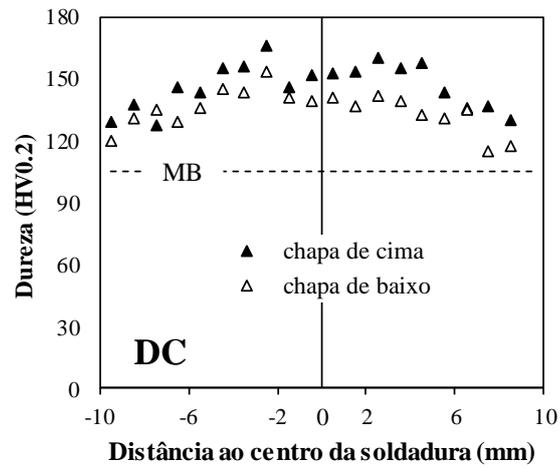
Na figura 4.8 comparam-se as microestruturas no centro da soldadura, com a microestrutura original do MB, para as soldaduras da figura 4.7. As figuras mostram claramente que o grão na região soldada é mais grosseiro do que o do metal base o que evidencia a ocorrência de crescimento de grão durante a soldadura. A ausência de grão refinado na região da soldadura, como observado normalmente para as soldaduras por *FSW* (Nandan *et al.*, 2008), permite concluir que não ocorreu recristalização dinâmica em soldadura por *TAFW*, o que constitui mais uma evidência da supressão da deformação plástica (*Stir*) do processo de ligação.

### 4.3. Caracterização mecânica

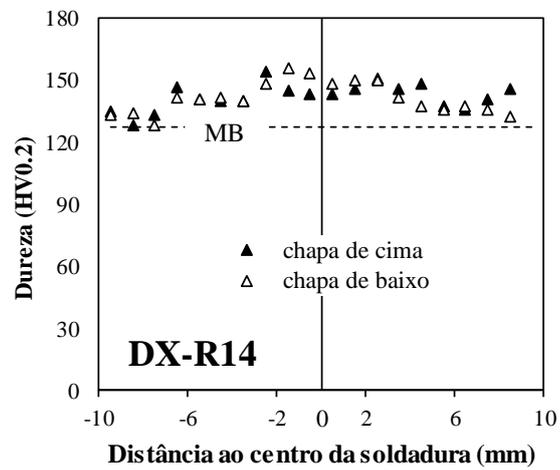
Tal como descrito no procedimento experimental foram efetuadas medições de dureza em todas as soldaduras, seguindo linhas de medição a meio da espessura das chapas superior e inferior. Na figura 4.9 são apresentados os perfis de dureza obtidos para as soldaduras da Figura 4.7. Como se pode observar, foram registados aumentos significativos de dureza, relativamente ao metal base, nas chapas superiores e inferiores, para as três soldaduras. Do mesmo modo, as durezas registadas na chapa superior, em contacto com a ferramenta, foram superiores às durezas registada na chapa inferior, para todas as soldaduras. A mesma tipologia de resultados foi obtida para todas as soldaduras analisadas neste trabalho, o que indica a existência de um perfil de temperatura em espessura, o qual não foi possível de registar pela câmara termográfica. Para avaliar a evolução da dureza em função das condições de ensaio, foi determinado para cada soldadura o valor médio da dureza no centro da chapa superior, ou seja, a média dos valores de dureza registados nos pontos de medição localizados no centro da soldadura. A Figura 4.10, onde se comparam os resultados dos valores médios de dureza no centro de todas as soldaduras analisadas neste trabalho, permite concluir que apesar das diferenças significativas de dureza entre os aços DC e DX-R14 (Figura 3.2), as soldaduras obtidas nestes dois materiais apresentavam valores de dureza semelhantes. É também possível concluir que as soldaduras realizadas no aço HC, ou seja, no metal base mais resistente, foram aquelas que apresentaram valores de dureza mais elevados e variáveis em função das condições de soldadura.



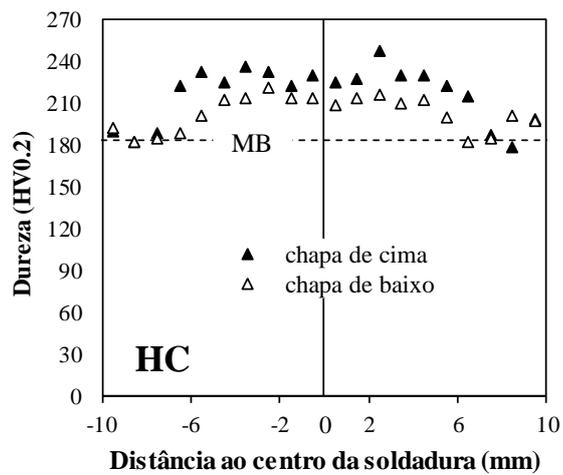
**Figura 4.8.** Microestrutura: do centro da soldadura nos aços DC a), DX-R14 c) e HC e) e do MB nos aços DC b), DX-R14 d) e HC f).



a)

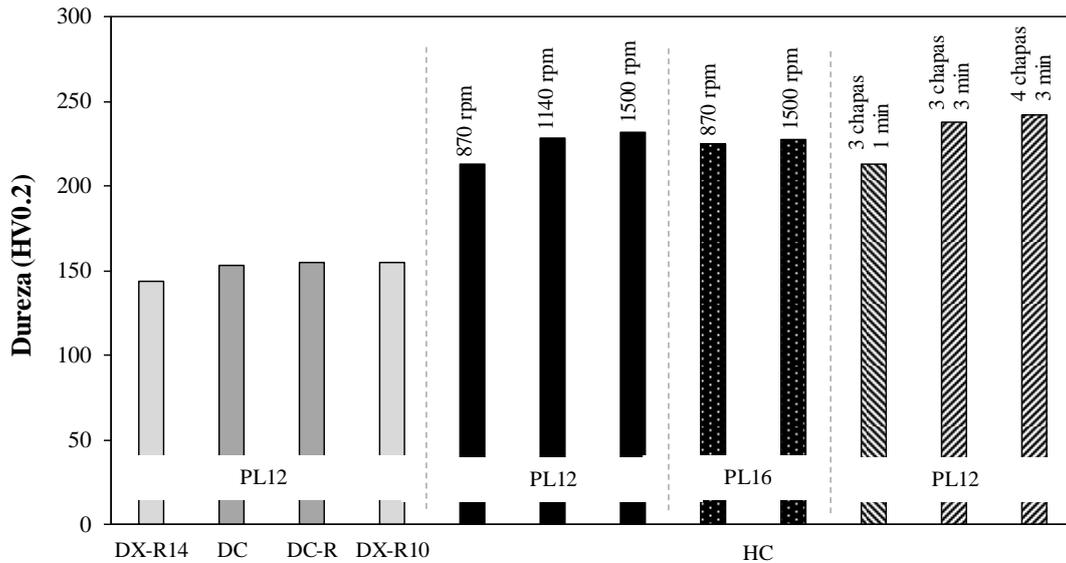


b)



c)

Figura 4.9. Perfis de dureza obtidos para as soldaduras nos aços DC a), DX-R14 b) e HC c).

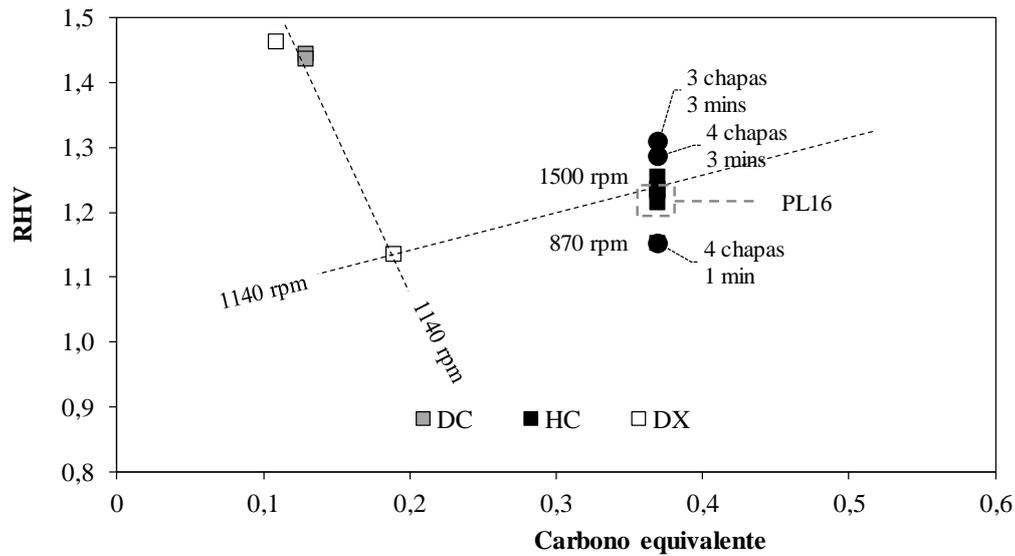


**Figura 4.10.** Valores médios de dureza no centro das soldaduras nos aços DC, DX-R14 e HC.

De modo a quantificar o aumento de dureza em cada soldadura, relativamente ao metal de base, foi calculada a relação de durezas  $RHV$ , utilizando a equação

$$RHV = \frac{HV^{soldadura}}{HV^{metal\ base}} \quad (4.1)$$

em que  $HV^{soldadura}$  é a dureza média da soldadura, apresentada no gráfico da Figura 4.10, e  $HV^{metal\ base}$  é a dureza do metal base correspondente, apresentada no gráfico da Figura 3.2. Na Figura 4.11 mostram-se os valores de  $RHV$  em função do carbono equivalente dos metais base. Analisando a figura é possível concluir que os metais base com menor carbono equivalente foram aqueles para os quais foram registados os maiores acréscimos de dureza relativamente ao metal base. O acréscimo de dureza para estes aços foi em qualquer caso superior aos acréscimos de dureza registados para as soldaduras no aço HC, que era aquele que apresentava carbono equivalente mais elevado e por isso seria, teoricamente, o mais sensível à ocorrência de transformações sob ação dos ciclos térmicos de soldadura (Nandan *et al.*, 2008). Com efeito, deve salientar-se que o acréscimo de dureza nas soldaduras em aço HC variou entre 15 e 30%, em função das condições de soldadura, tendo os maiores e menores valores de dureza sido registados para as soldaduras efetuadas com quatro chapas e 3 e 1 min de permanência, respetivamente.



**Figura 4.11.** Valores de *RHV* para as soldaduras nos aços DC, DX-R14 e HC em função do carbono equivalente dos metais base.

Na Figura 4.12 mostra-se agora a evolução de *RHV* com a temperatura máxima para todas as soldaduras analisadas neste trabalho. É possível observar que para o aço HC, *RHV* aumentou de 1,10 para 1,25 com o aumento da temperatura máxima de soldadura de 850 para 1140°C. Apesar disso, é também importante notar que para este material os valores máximos de *RHV* não foram obtidos nas soldaduras para as quais foram registados os maiores valores de temperatura máxima, mas sim para as soldaduras que estiveram durante mais tempo à temperatura máxima, ou seja, aquelas soldaduras para as quais foi utilizado um período de manutenção de 3min. Conclui-se ainda que as temperaturas máximas para as soldaduras nos aços DC e DX-R10, para as quais se obtiveram valores de *RHV* de cerca de 1,45, nunca ultrapassaram de forma significativa qualquer das temperaturas máximas registadas para o aço HC. As soldaduras para as quais foi obtido o menor valor de *RHV*, ou seja, as soldaduras realizadas no aço DX-R14, foram aquelas para as quais foram registados os valores mais reduzidos de temperatura durante a soldadura.

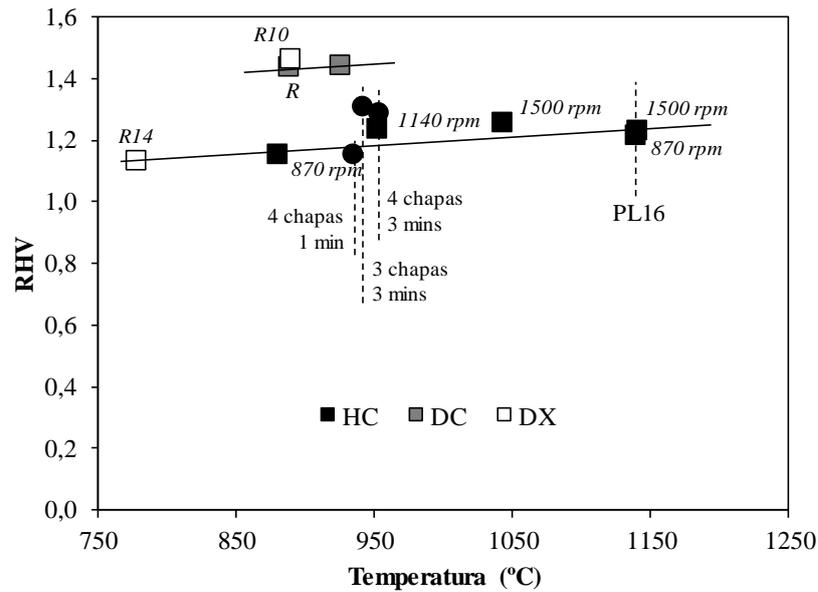


Figura 4.12. Evolução de *RHV* com a temperatura máxima para as soldaduras nos aços DC, DX-R14 e HC.

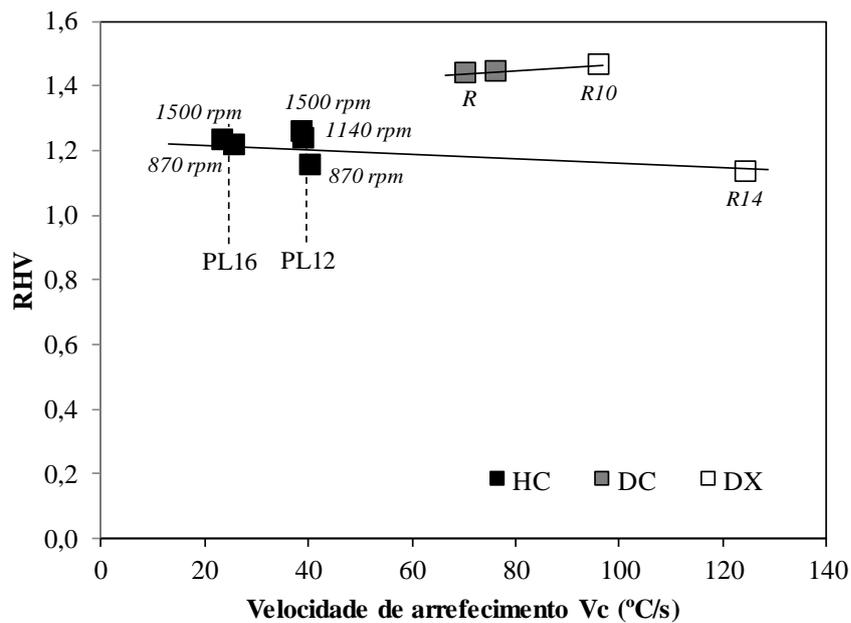


Figura 4.13. Evolução de *RHV* com a velocidade de arrefecimento para as soldaduras nos aços DC, DX-R14 e HC.

De modo a melhor entender as variações de *RHV*, foi analisada a evolução deste parâmetro com a velocidade de arrefecimento, tal como se representa na Figura 4.13. Relacionando os dados da Figura 4.12 e da Figura 4.13 é possível concluir que:

- as soldaduras no aço HC foram aquelas que estiveram sujeitas a maiores temperaturas, mas a menores velocidades de arrefecimento.

- as soldaduras nos aços DC e DX-R10 estiveram sujeitas a temperaturas inferiores às registadas para os aços HC, mas a velocidades de arrefecimento bastante mais elevadas (cerca do dobro).
- as soldaduras no aço DX-R14 foram aquelas que estiveram sujeitas a menor quantidade de calor e a ciclos térmicos mais rápidos.

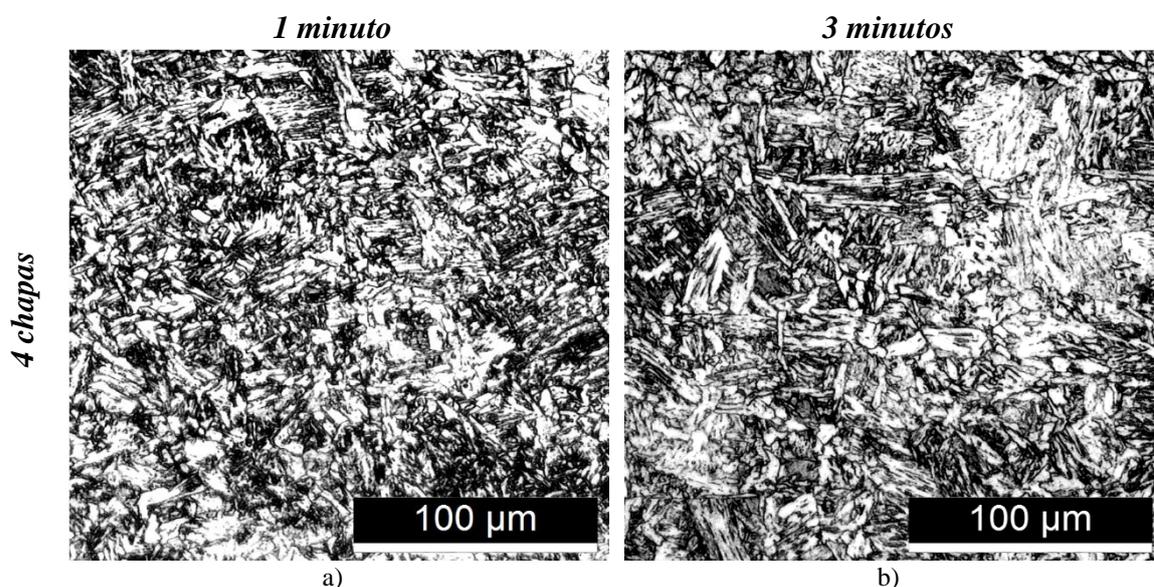
Em *TAFW*, tal como em *FSW*, as transformações induzidas pelo processo de soldadura no metal de base resultam da ação térmica e mecânica da ferramenta, i.e., da ação combinada da deformação plástica e do calor gerado no processo. Ao analisar a figura 4.11 foram detetados acréscimos importantes de dureza nas soldaduras para os metais base DC01, DC01-R e DX-R10. De acordo com a figura 3.1, estes três metais base eram aqueles que apresentavam menores valores resistência à tração e comportamento plástico idêntico. Poderá então concluir-se que durante o processo de soldadura estes materiais terão estado sujeitos a deformação plástica, o que terá contribuído para o aumento da dureza na soldadura por encruamento. Os ciclos térmicos severos terão contribuído para a supressão da restauração durante e após a deformação plástica a alta temperatura. Segundo Mira-Aguiar *et al.*, 2016 a presença de ferrite acicular no seio destas soldaduras (ver figura 4.8a) é uma evidência da ocorrência de deformação plástica. Uma vez que, como se pode ver na figura 4.8a, o grão na zona central da soldadura nos aços DC é mais grosseiro do que o grão do metal base, poderá também concluir-se que a deformação plástica em *TAFW*, não é tão intensa como em *FSW*, pois não foram reunidas as condições necessárias para a ocorrência de recristalização dinâmica durante o processo de soldadura.

Tal como para os metais base DC01, DC01-R e DX-R10 o acréscimo de dureza no metal base DX-R14 pode também ser associado à ocorrência de encruamento por deformação plástica e à velocidade de arrefecimento extremamente elevada. Atendendo a que, de acordo com a figura 3.1, este metal base apresentava maior resistência mecânica do que os aços DC01, DC01-R e DX-R10, e ainda, ao facto deste metal base apresentar um revestimento galvanizado de elevada espessura, que terá levado a uma diminuição do atrito da ferramenta e o metal base, será de assumir que a deformação plástica experimentada por este material terá sido menos intensa.

Já no caso do aço HC, que era aquele que apresentava maiores valores de resistência mecânica de entre os aços testados neste trabalho, e ainda, o maior valor de carbono equivalente, o aumento de dureza das soldaduras relativamente ao metal base, e a

sua variação com as condições de soldadura, poderá ser atribuída a transformações de origem térmica. Com efeito, analisando as microestruturas que se mostram na figura 4.8e, relativa à região central de uma soldadura neste metal base, podem-se observar estruturas típicas de transformações fora de equilíbrio, e ainda, grãos de ferrite primária de pequena dimensão, o que indicia uma transformação parcial da microestrutura inicial (visível na figura 4.8f) em virtude dos ciclos térmicos de soldadura.

Na figura 4.14 comparam-se as microestruturas na região central de soldaduras produzidas no aço HC com 1 minuto (figura 4.14a) e 3 minutos (figura 4.14b) de tempo de permanência. Na figura 4.14b é bem evidente uma maior predominância de estruturas fora de equilíbrio, o que terá contribuído para um maior aumento de dureza relativamente ao metal de base, do que o registado para a soldadura da figura 4.14a, produzida com menor tempo de permanência. Com efeito, o aumento do tempo de permanência das soldaduras na região submetida a temperaturas elevadas, terá permitido uma maior permanência em domínio austenítico e sendo assim, um aumento da quantidade de material abrangido pelas transformações fora de equilíbrio na fase de arrefecimento da soldadura.



**Figura 4.14.** Microestruturas na região central de soldaduras produzidas no aço HC com 1 minuto a) e 3 minutos b) de tempo de permanência.

Os resultados que se mostram neste capítulo permitem concluir que, quer a resistência mecânica, quer a composição química do metal base, condicionam os fenómenos termomecânicos durante a operação de soldadura por *TAFW*. Com efeito, observou-se que enquanto os aços com menor resistência mecânica conduziram a uma menor geração de calor

durante o processo de soldadura e a ciclos térmicos mais curtos, o aço com maior resistência mecânica conduziu a uma maior geração de calor e a velocidades de arrefecimento mais reduzidas. Do mesmo modo concluiu-se que enquanto para os aços com menor resistência o aumento de dureza na soldadura resulta da deformação plástica induzida pelo processo de soldadura, para o aço com maior resistência e carbono equivalente mais elevado, o aumento de dureza resultou da ocorrência de transformações microestruturais fora do equilíbrio durante o arrefecimento. Com efeito, apesar de as soldaduras produzidas em HC terem estado sujeitas aos menores valores de velocidade de arrefecimento, devido ao elevado carbono equivalente deste material, estas estarão ainda no domínio crítico para que ocorram transformações fora de equilíbrio.



## 5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

### 5.1. Conclusões

A investigação desenvolvida na presente dissertação de mestrado teve como objetivo analisar a influência das características do metal base, dos parâmetros do processo e das condições de geração e dissipação de calor nos ciclos térmicos em soldaduras por *TAFW* de aços, e ainda avaliar as propriedades das soldaduras.

Após a análise dos ciclos térmicos foi possível concluir que a geração de calor no processo *TAFW* é fortemente dependente dos parâmetros do processo, nomeadamente, da velocidade de rotação e do diâmetro da base da ferramenta. Com efeito, as temperaturas máximas foram mais elevadas para as velocidades de rotação mais elevadas e para a ferramenta com maior diâmetro. Para além dos parâmetros do processo, também se observou uma forte influência das características do metal base na geração de calor, uma vez que as soldaduras produzidas no aço com maior resistência mecânica (HC) foram aquelas para as quais foram registadas temperaturas máximas mais elevadas. Para as soldaduras nos aços com menor resistência mecânica, os aços DX51D e DC01, observou-se também uma forte influência do revestimento das chapas na geração de calor. Com efeito, para os aços com maiores espessuras de revestimento foram obtidos os menores valores de temperaturas máximas. Finalmente, foi também possível observar que o aumento do número de chapas, ou seja a alteração das condições de dissipação de calor em nada influenciou a geração de calor.

Relativamente às velocidades de arrefecimento foi possível observar que estas não são fortemente influenciadas pelos parâmetros do processo, mas podem variar significativamente ao alterar as características dos metais base. Os ensaios em que se fez variar o número de chapas, e o tempo de permanência, permitiram concluir que a distribuição de calor tem um papel fulcral nas condições de arrefecimento.

A análise microestrutural permitiu concluir que as condições termomecânicas desenvolvidas durante a ligação por *TAFW* são condicionadas pelas propriedades mecânicas e pela composição química dos aços. Com efeito, enquanto a análise da microestrutura e da

dureza das soldaduras nos aços com menor resistência mecânica evidência a ocorrência de deformação plástica durante a soldadura, a análise das soldaduras no aço HC indicia a ocorrência de transformações de fase, de origem térmica, durante o processo de soldadura.

## 5.2. Trabalhos futuros

Como sugestão para trabalhos futuros, seria interessante:

- investigar o efeito da velocidade de penetração durante a ligação por *TAFW*;
- otimizar o parâmetro da emissividade;
- fazer uma análise de binários e esforços axiais a par da análise de temperaturas.

---

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Baek S. W., Choi D. H., Lee C. Y., Ahn B.W., Yeon Y. M., Song K. U. & Jung S. B., 2010. 'Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded Galvanized Steel', *Materials Transactions*, 51(5), pp. 1044–1050. doi: 10.2320/matertrans.M2009337.
- Mazzaferro C. C. P., Rosendo T. S., Tier M. A. D., Mazzaferro J. A. E., J. F. dos Santos J.F. & Strohaecker T. R., 2015. 'Microstructural and Mechanical Observations of a Galvanized TRIP Steel after Friction Stir Spot Welding', *Materials and Manufacturing Processes*. 2015, 30(9), pp. 1090–1103. doi: 10.1080/10426914.2015.1004699.
- G. Cam, 2011. 'Friction stir welded structural materials: Beyond Al-alloys', *International Materials Reviews*, 56(1), pp. 1–48. doi: 10.1179/095066010X12777205875750.
- Cui L., Fujii H., Tsuji N. & Nogi K., 2007. 'Friction stir welding of a high carbon steel', *Scripta Materialia*, 56(7), pp. 637–640. doi: 10.1016/j.scriptamat.2006.12.004.
- De A., Bhadeshia H. K. D. H. & DebRoy T., 2014. 'Friction stir welding of mild steel: tool durability and steel microstructure', *Materials Science and Technology*, 30(9), pp. 1050–1056. doi: 10.1179/1743284714Y.0000000534.
- Easterling, K. 2003. 'Introduction to the Physical Metallurgy of Welding.', 2nd edn. Butterworth Heinemann.
- Flir, February 10, 2015. 'ResearchIR 4 User's Guide.'
- Frappier R., Benoit A., Paillard P., Baudin T., Le Gall R. & Dupuy T., 2014. 'Quantitative infrared analysis of welding processes : temperature measurement during RSW and CMT-MIG welding', *Science and Technology of Welding & Joining* 19(1), pp. 38–44. doi: 10.1179/1362171813Y.0000000158.
- Fujii H., Cui L., Tsuji N., Maeda M., Nakata K. & Nogi K., 2006. 'Friction stir welding of carbon steels', *Materials Science and Engineering A*, 429(1–2), pp. 50–57. doi: 10.1016/j.msea.2006.04.118.
- Galvanizers Association of Australia, 2011. Acedido a 5 de julho 2017, em: <https://www.gaa.com.au/index.php?page=10-benefits-of-galvanizing>
- Lakshminarayanan A. K., Annamalai V. E. & Elangovan K., 2015. 'Identification of optimum friction stir spot welding process parameters controlling the properties of low carbon automotive steel joints' *Materials Research and Technology* 4(3), pp. 262–272. doi: 10.1016/j.jmrt.2015.01.001.
- Leitão C., Costa M. I., Khanijomdi, K. and Rodrigues, D. M., 2013 'Assessing strength and local plastic behaviour of welds by shear testing', *Materials and Design* 51, pp. 968–974. doi: 10.1016/j.matdes.2013.04.100.

- Leitão, C., Louro, R. and Rodrigues, D. M., 2012 ‘Analysis of high temperature plastic behaviour and its relation with weldability in friction stir welding for aluminium alloys AA5083-H111 and AA6082-T6’, *Materials and Design*, 37, pp. 402–409. doi: 10.1016/j.matdes.2012.01.031.
- Leon M. & Shin H. S., 2015. ‘Material flow behaviours during friction stir spot welding of lightweight alloys using pin and pinless tools’, *Science and Technology of Welding and Joining*, 21(2), pp. 140-146. doi: 10.1179/1362171815Y.0000000075.
- Lienert T., Steelwag W. L., JR., Grimmet B. B. & Warke R.W., 2003. ‘Friction stir welding studies on mild steel’, *Welding Journal Research Supplement*, 82(1), pp. 1–9.
- Mira-Aguiar T., Verdera D., Leitão C. & Rodrigues D. M., 2016. ‘Tool assisted friction welding: A FSW related technique for the linear lap welding of very thin steel plates’, *Journal of Materials Processing Technology*. Elsevier B.V., 238, pp. 73–80. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.07.006.
- Mishra R.S. & Ma Z.Y., 2005. ‘Friction stir welding and processing’, *Materials Science and Engineering R: Reports*, 50(1–2), pp. 1–78. doi: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
- Nandan R., DebRoy T. & Bhadeshia H., 2008. ‘Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties’, *Progress in Materials Science*, 53(6), pp. 980–1023. doi: 10.1016/j.pmatsci.2008.05.001.
- Porter, Frank C. *Zinc handbook: properties, processing, and use in design*. CRC Press, 1991.
- Qian J. W., Li J. L., Xiong J. T., Zhang F. S., Li W. Y. & Lin X., 2012. ‘Periodic variation of torque and its relations to interfacial sticking and slipping during friction stir welding’, *Science and Technology of Welding and Joining* 17(4), pp. 338–342. doi: 10.1179/1362171812Y.0000000001.
- Sarkar R., Pal T. K. & Shome M., 2014. ‘Microstructures and properties of friction stir spot welded DP590 dual phase steel sheets’, *Science and Technology of Welding and Joining*, 19(5), pp. 436–442. doi: 10.1179/1362171814Y.0000000210.
- Sato Y. S., Harayama N., Kokawa H., Inoue H., Tadokoro Y. & Tsuge S., 2009. ‘Evaluation of microstructure and properties in friction stir welded superaustenitic stainless steel Evaluation of microstructure and properties in friction stir welded superaustenitic stainless steel’, *Science and Technology of Welding and Joining* 14(3), pp 202-209. doi: 10.1179/136217108X386518.
- Sheikhhasani H., Sabet H. & Abasi M., 2016 ‘Investigation of the Effect of Friction Stir Spot Welding of BH Galvanized Steel Plates on Process Parameters and Weld Mechanical Properties’, *Engineering, Technology & Applied Science Research* 6(5), pp. 1149–1154.
- Siambun N. J., Mohamed H., Hu D., Jewell D., Yeo K. & G. Z. Chen, 2011 ‘Utilisation of Carbon Dioxide for Electro-Carburisation of Mild Steel in Molten Carbonate Salts’, *Electrochemical society* 158(11), pp. 1117–1124. doi: 10.1149/2.017111jes.
- Thomas W. M., Threadgill P. L. & Nicholas E. D., 1999 ‘Feasibility of friction stir welding steel’, *Science and Technology of Welding and Joining*, 4(6), pp. 365–372. doi: 10.1179/136217199101538012.
- Tozaki Y., Uematsu Y. & Tokaji K., 2010 ‘A newly developed tool without probe for friction stir spot welding and its performance’, *Journal of Materials Processing Technology*. 210(6–7), pp. 844–851. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.01.015.