



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Ligação de aços com baixo teor em carbono pelo processo *Tool Assisted Friction Welding*

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

Join of low carbon steels by tool assisted friction welding

Autor

Miguel Rodrigues Zuzarte Borges

Orientadores

Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues

Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão

Júri

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

Agradecimentos

A presente dissertação de mestrado, só foi possível concluir graças à colaboração e apoio de algumas pessoas que me ensinaram e ajudaram, as quais não posso deixar de prestar os meus sinceros agradecimentos:

À Professora Doutora Dulce Rodrigues e ao Doutor Carlos Leitão, orientadores da presente dissertação, pela disponibilidade, transmissão de conhecimento e incentivo demonstrados ao longo da realização desta dissertação.

Aos meus colegas de laboratório pela boa disposição, apoio e sentido de entreajuda ao longo destes últimos meses.

A toda a minha família, principalmente aos meus pais e irmão, pelo incentivo, apoio e sobretudo pela confiança que demonstraram ao longo do meu percurso académico.

A todos os meus amigos, quero agradecer por me terem ouvido e aconselhado nos momentos difíceis, e por toda a alegria e boa disposição nos momentos de festa. Foram, inegavelmente, um pilar importante na elaboração da dissertação.

A todos,
O meu muito obrigado

Página intencionalmente deixada em branco

Resumo

Na presente dissertação são estudadas as condições termomecânicas em soldadura de aços de baixo teor em carbono pelo processo *Tool Assisted Friction Spot Welding* (TAFSW). Para tal realizaram-se soldaduras por pontos em aços com diferentes características e utilizando ferramentas com diâmetro variável. Em algumas situações fez-se também variar a velocidade de rotação da ferramenta. Os materiais base utilizados no estudo foram o aço macio DC01, o aço galvanizado DX51D, os aços de alta resistência HC 220 LA e HC 420 LA, e ainda, o aço *Dual Phase*, DP 600. Com o objetivo de analisar os ciclos térmicos gerados pelo processo de soldadura foram efetuadas medições de temperatura com recurso a uma câmara termográfica. As transformações induzidas nos metais base pelo processo de soldadura foram avaliadas através da realização de medições de dureza e análises metalográficas.

O estudo efetuado permitiu concluir que as temperaturas máximas atingidas durante a execução das soldaduras por TAFSW são fortemente dependentes do diâmetro da ferramenta. Mais precisamente, observou-se que existe um patamar de temperatura máxima associado a cada diâmetro da ferramenta. Esse patamar de temperatura máxima nunca é excedido, independentemente das características do material base ou da velocidade de rotação. Observou-se também que, quer as características dos metais base, quer a presença de revestimentos galvanizados na superfície das chapas, ambas influenciam a geração de calor. A resistência mecânica das soldaduras, quantificada através do parâmetro aumento de dureza, é condicionada pelas temperaturas máximas alcançadas e pelo tamanho de grão do material de base.

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

Página intencionalmente deixada em branco

Abstract

In the present dissertation the thermomechanical conditions in welding of low carbon steels by the Tool Assisted Friction Spot Welding (TAFSW) process are studied. For this purpose, spot welds were made in steels with different characteristics through tools with variable diameter. In some situations, the speed of rotation of the tool was also varied. The base materials used in the study were DC01 soft steel, DX51D galvanized steel, high strength steels HC 220 LA and HC 420 LA, as well as Dual Phase steel DP 600. In order to analyze the thermal cycles generated by the welding process, temperature measurements were made using a thermographic camera. The induced transformations in the base metals by the welding process were evaluated through measurements of hardness and metallographic analysis.

The study allowed to conclude that the maximum temperatures reached during the execution of the welds by TAFSW are strongly dependent on the diameter of the tool. More precisely, it has been observed that there is a maximum temperature threshold associated with each tool diameter. This maximum temperature range is never exceeded, regardless of the characteristics of the base material or the speed of rotation. It has also been observed that both the characteristics of the base metals and the presence of galvanized coatings on the surface of the sheets influence the generation of heat. The mechanical strength of the welds, quantified by the increase of the hardness, is conditioned by the maximum temperatures reached and the grain size of the base material.

Keywords TAFSW, Steel, Lap Joints, Thermal cycle, Mechanical properties.

Página intencionalmente deixada em branco

Índice

Índice de Figuras	ix
Índice de Tabelas	xi
Simbologia e Siglas	xiii
Simbologia.....	xiii
Siglas	xiii
1. Introdução.....	1
2. Estado da arte.....	3
2.1. Técnica de ligação	3
2.2. Ciclos térmicos	8
3. Procedimento experimental	13
3.1. Materiais base	13
3.2. Produção das soldaduras	15
3.3. Medição de temperaturas	18
3.4. Análise metalográfica	20
3.5. Caracterização mecânica.....	21
4. Análise de resultados	23
4.1. Caracterização do material base.....	23
4.2. Análise microestrutural e metalográfica	26
4.3. Ciclos térmico	29
4.3.1. Velocidade de arrefecimento	29
4.3.2. Parâmetros do processo	30
4.3.3. Revestimento do material base	34
4.3.4. Propriedades mecânicas dos metais base	35
4.4. Caracterização mecânica.....	37
5. Conclusões e trabalhos futuros	43
5.1. Conclusões	43
5.2. Sugestões e trabalhos futuros.....	44
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	45

Página intencionalmente deixada em branco

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Diferença entre as ferramentas das tecnologias FSW a) e TAFW b) (adaptado de Mira-Aguiar et al., 2016).....	4
Figura 2.2. Parâmetros do processo FSW (adaptado de Leitão 2013). Onde F_z representa a força axial, α o ângulo da ferramenta, d_z a penetração da ferramenta, ω a velocidade de rotação e v velocidade de avanço.	4
Figura 2.3. Esquema do fluxo de material para ferramentas com diferentes tamanhos de pino em FSSW (adaptado de Leon and Shin, 2016).	6
Figura 2.4. Secção transversal de soldaduras, a) ferramenta roscada e b) ferramenta lisa (Adaptado de Bacavos et al. 2010).....	6
Figura 2.5. Dados captados pela câmara termográfica (Adaptado de Baek et al., 2010).....	8
Figura 2.6. Ferramentas BN97 e BN46 (Adaptado de Santella et al., 2010).	10
Figura 2.7. a) Esquema da secção transversal da soldadura, b) diagrama de equilíbrio Fe-C, c) Temperatura máxima e microestrutura observada a várias distâncias do centro da soldadura.....	11
Figura 3.1. Curvas de tensão-deformação em tração dos aços HC420, DX-R10, DX-R14, DC-R e DC (Adaptado de Gonçalves, 2017).	15
Figura 3.2. Produção de soldaduras pelo processo TAFSW (adaptado de Bakavos and Prangnell, 2009).	16
Figura 3.3. Ferramentas PL16, PL12 e PL10 (adaptado de Andrade, 2016).....	16
Figura 3.4. Posicionamento da câmara termográfica (adaptado de Gonçalves, 2017).....	19
Figura 3.5. Representado a azul, o ciclo térmico de soldadura e representada a preto, a derivada instantânea da temperatura em ordem ao tempo (Adaptado de Gonçalves, 2017).....	20
Figura 3.6. Representação esquemática do perfil de durezas.	21
Figura 4.1. Evolução da dureza com o tamanho de grão.....	24
Figura 4.2. Evolução da dureza com o carbono equivalente.	24
Figura 4.3. Evolução da dureza com a tensão limite de elasticidade.	25
Figura 4.4. Evolução da dureza com a tensão limite de elasticidade.	25
Figura 4.5. Imagens da secção transversal das soldaduras realizadas no aço HC420 com a ferramenta PL10 a 870 rpm a) e ferramenta PL10 a 1500 rpm b) e no aço DC com a ferramenta PL10 a 870 rpm c) e PL10 a 1500 rpm d).....	27
Figura 4.6. Microestrutura do material base nos aços HC420 a) e DC b) e no centro da soldadura nos aços HC420 c) e DC d).	28

Figura 4.7. Valores da espessura das duas chapas a soldar e do centro da soldadura.....	29
Figura 4.8. Evolução da temperatura máxima com a velocidade de arrefecimento.....	30
Figura 4.9. Evolução da temperatura dos diferentes materiais com a velocidade de rotação, para as ferramentas PL10 a), PL12 b) e PL16 c).	32
Figura 4.10. Evolução da temperatura com a velocidade de rotação, para os aços DC.....	33
Figura 4.11. Evolução da temperatura com a velocidade de rotação, para os aços HC420.34	
Figura 4.12. Evolução da temperatura máxima com a espessura de revestimento, para as soldaduras realizadas com a ferramenta PL12 nos aços DC, DC-R, DX-R10 e DX-R14.....	35
Figura 4.13. Evolução da temperatura máxima com a tensão limite de elasticidade, para as soldaduras produzidas com a ferramenta PL12 nos aços DC, DC-R, DX-R10, DX-R14 e HC420.....	36
Figura 4.14. Evolução da temperatura máxima com o rácio, para as soldaduras produzidas com a ferramenta PL12 nos aços DC, DC-R, DX-R10, DX-R14 e HC420.	36
Figura 4.15. Evolução da temperatura máxima com a percentagem de carbono equivalente nas soldaduras realizadas com a ferramenta PL12 para 870 rpm.	37
Figura 4.16. Perfis de dureza obtidos para as soldaduras dos aços DC a), DP600 b) e HC220 c).	38
Figura 4.17. Evolução da dureza da soldadura em função da temperatura máxima.	39
Figura 4.18. Valores de RHV em função da temperatura máxima.	40
Figura 4.19. Valores de RHV em função da temperatura máxima.	40
Figura 4.20. Valores de RHV em função do tamanho de grão.	41
Figura 4.21. Valores de RHV em função da temperatura máxima com o tamanho de grão.	41

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1. Materiais de base.	13
Tabela 3.2. Composição química dos materiais base	14
Tabela 3.3. Propriedades mecânicas dos metais base.....	15
Tabela 3.4. Parâmetros das soldaduras, utilizados na realização de soldaduras para análise da influência do diâmetro da ferramenta.	17
Tabela 3.5. Parâmetros das soldaduras, utilizados para análise da influência das propriedades dos metais base nos ciclos térmicos.....	18
Tabela 4.1. Tamanho de grão e percentagem de carbono equivalente para os diferentes materiais base.	23

Página intencionalmente deixada em branco

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

T_{max} – Temperatura máxima [°C]

t_c – Tempo de arrefecimento

t_h – Tempo de aquecimento

t_p – Tempo de permanência

v_c – Velocidade de arrefecimento [°C/s]

ω – Velocidade de rotação [rpm]

v – Velocidade de translação [mm/s]

α – Ângulo de inclinação da ferramenta

Fz – Controlo de força

dz – Penetração [mm]

RHV – Aumento de dureza

TE – Taxa de encruamento

HV_{soldadura} – Dureza media da soldadura

HV_{material base} – Dureza media do material base

σ_{max} – Tenção máxima

σ_0 – Tenção limite de elasticidade

Siglas

FSW – Friction Stir Welding

FSLW – Friction Stir Lap Welding

FSSW – Friction Stir Spot Welding

TAFW – Tool Assisted Friction Welding

TAFSW – Tool Assisted Friction Spot Welding

Página intencionalmente deixada em branco

1. INTRODUÇÃO

A tecnologia *Friction Stir Welding (FSW)* foi patenteada em 1991, por *Wayne Thomas* do *The Welding Institute (TWI)*. Este processo é conhecido como uma excelente alternativa à soldadura por fusão, visto que ocorre no estado sólido, a temperaturas abaixo do ponto de fusão dos materiais base e, como resultado, permite evitar os problemas de soldabilidade característicos da soldadura por fusão. Devido à reduzida geração de calor durante o processo de soldadura, permite ainda minimizar a distorção em soldadura linear de chapas finas. O estudo e desenvolvimento desta tecnologia, inicialmente concebida para soldar ligas de alumínio, possibilitaram alargar a sua aplicação para diversos materiais, inclusivamente aços.

A tecnologia *Tool Assisted Friction Welding (TAFW)* é uma variante do processo FSW, desenvolvida recentemente na Universidade de Coimbra, que assenta na utilização de ferramentas de base plana, sem pino, na realização das soldaduras em junta sobreposta. Esta tecnologia apresenta algumas vantagens relativamente ao processo FSW. São eles a redução do fluxo do material em torno da ferramenta, o que permite evitar a formação de alguns defeitos característicos do processo FSW em junta sobreposta, como o *hooking*. Quando aplicada na ligação por pontos, a tecnologia TAFW passa a ser designada por *Tool Assisted Friction Spot Welding (TAFSW)*

Nesta dissertação foram realizadas soldaduras por pontos pelo processo TAFSW, usando chapas finas com aproximadamente 1 milímetro (mm) de espessura. Foi usado uma gama variada de aços como material base, nomeadamente aços macios, de alta resistência, galvanizados e *dual phase*, de modo a testar a influência da composição química e do tratamento superficial das chapas nas condições termomecânicas desenvolvidas durante o processo de soldadura. Para a realização das soldaduras os parâmetros, profundidade de penetração e tempo de permanência foram mantidos constantes, tendo-se feito variar apenas a velocidade de rotação e o diâmetro da ferramenta. De modo a analisar os ciclos térmicos de soldadura, as temperaturas atingidas durante a soldadura foram medidas com recurso a uma câmara termográfica. As transformações induzidas nos metais base foram avaliadas através de análise metalográfica e medições de dureza.

O presente trabalho está dividido em 5 capítulos. Concluída a introdução, o capítulo 2 é dedicado ao estado da arte, apresentando-se uma revisão da literatura relativamente aos processos FSW e TAFW. São analisados os principais aspetos comuns aos dois processos e as suas principais diferenças, assim como a influência dos respetivos parâmetros nos ciclos térmicos, e conseqüentemente, na qualidade das soldaduras. No capítulo 3 é efetuada uma descrição do procedimento experimental e são especificados os materiais base e equipamentos usados. O capítulo 4 é dedicado à análise e discussão dos resultados obtidos. Por fim, no capítulo 5 são apresentadas as conclusões do estudo realizado e levantadas possibilidades de continuidade desta investigação.

2. ESTADO DA ARTE

O presente capítulo está dividido em duas partes. Na primeira parte apresenta-se um estudo sobre as tecnologias Friction Stir Welding (FSW) e Tool Assisted Friction Welding (TAFW), realçando-se os aspetos em comum e as principais diferenças entre elas. De seguida é feita uma análise sobre a influência dos ciclos térmicos nas propriedades de soldaduras em aço, bem como do modo como os parâmetros do processo influenciam os ciclos térmicos.

2.1. Técnica de ligação

A tecnologia *Friction Stir Welding (FSW)* é uma tecnologia de soldadura em estado sólido, que por apresentar elevada eficiência energética e ser economicamente rentável é utilizada em indústrias tais como a aeroespacial, a ferroviária, a naval e a automóvel. Este processo, apresenta numeras variantes (Magalhães *et al.* 2018) quando utilizado em ligações lineares, em junta sobreposta, por exemplo, designa-se por *Friction Stir Lap Welding (FSLW)*. Enquanto utilizado na execução de ligações por pontos, em junta sobreposta é designado por *Friction Stir Spot Welding (FSSW)*. A soldadura é produzida recorrendo a uma ferramenta rotativa não consumível, constituída por uma base e um pino (Figura 2.1 a). A geometria da ferramenta desempenha um papel importante na ligação dos materiais a soldar. Enquanto o pino provoca o fluxo do material por deformação plástica em torno da ferramenta, a base da ferramenta promove a geração de calor por fricção, e conseqüentemente, o amaciamento do material. Não sendo assim principal função, a base também contribui para a deformação do material (Leal *et al.* 2008). Tal como se mostra na Figura 2.2, onde estão representados os parâmetros do processo, os movimentos de rotação (ω) e de translação (v) da ferramenta, influenciam a geração e dissipação do calor durante a soldadura. O contacto entre a base da ferramenta e o material pode ser assegurado por controlo de posição (dz) ou por controlo de força (Fz) (Gibson *et al.* 2014). O ângulo de inclinação da ferramenta (α), que corresponde ao ângulo entre o eixo de rotação e a perpendicular à direção de avanço da mesma, é também um parâmetro que influencia a geração de calor e o fluxo do material.

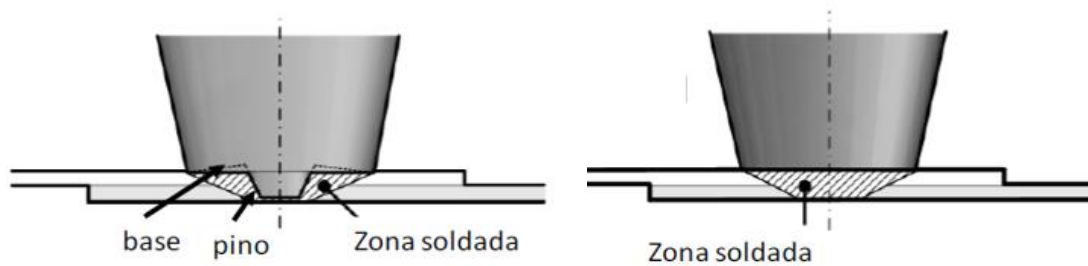


Figura 2.1. Diferença entre as ferramentas das tecnologias FSW a) e TAFW b) (adaptado de Mira-Aguiar et al., 2016)

O processo *FSSW* assenta no mesmo modo operatório da tecnologia *FSLW*, no entanto a ferramenta não é animada de movimento de translação linear horizontal, sendo utilizados apenas movimentos de rotação (ω) e axial vertical (dz). Este processo contempla ainda outros parâmetros, responsáveis pela geração de calor e pelo fluxo do material. Nomeadamente, a geometria da base e do pino e o tempo de permanência (t_p), que consiste no tempo em que a ferramenta esta em contacto com o material base.

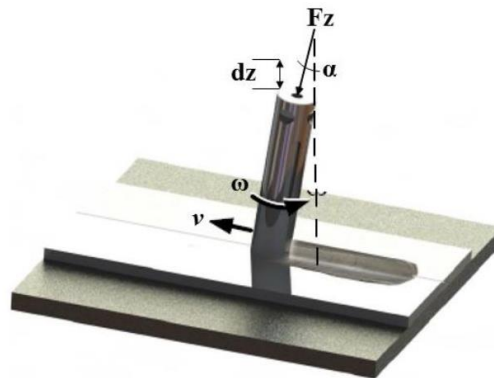


Figura 2.2. Parâmetros do processo FSW (adaptado de Leitão 2013). Onde F_z representa a força axial, α o ângulo da ferramenta, dz a penetração da ferramenta, ω a velocidade de rotação e v velocidade de avanço.

A tecnologia *Tool Assisted Friction Spot Welding (TAFSW)* é uma tecnologia semelhante à tecnologia *FSSW*, diferindo apenas na utilização de uma ferramenta de base plana, sem pino (Figura 2.1 b), para ligar chapas em junta sobreposta. No entanto, também pode ser usada para realizar soldaduras lineares, denominando-se, nessas situações, por *Tool Assisted Friction Welding (TAFW)*. O facto desta tecnologia utilizar uma ferramenta sem pino leva a que os mecanismos de ligação das chapas sejam diferentes daqueles que

governam a ligação por *FSSW*. Ou seja, a ligação por *TAFSW* é governada por fenómenos de difusão, gerados pela combinação de temperaturas e pressões elevadas. Devido ao facto de a ferramenta ser plana, não ocorre mistura por deformação plástica dos materiais base como acontece em *FSSW* (Mira-Aguiar *et al.*, 2016).

À semelhança de Mira-Aguiar *et al.*, 2016, outros autores (Andrade *et al.*, 2018) realizaram soldaduras por *TAFW* e, ao analisarem a microestrutura da soldadura, concluíram que não ocorre mistura dos materiais base, como em *FSW*. Estes autores observaram também que a zona da soldadura é delimitada por uma região de grão mais refinado do que o centro da soldadura, onde observaram grão grosseiro. Mira-Aguiar *et al.*, 2016 observaram ainda que na região central o tamanho de grão diminuía ao longo da espessura da soldadura atribuindo este facto aos gradientes térmicos gerados durante o processo de ligação. Contudo, não fizeram qualquer estudo sobre a influência dos parâmetros do processo nos ciclos térmicos de soldadura.

Tal como Andrade *et al.*, 2018, Leon and Shin, 2016 também produziram soldaduras com ferramentas de base plana. No entanto, estes autores utilizaram também ferramentas com pino de diferentes dimensões, com o objetivo de avaliar a influência da geometria da ferramenta no escoamento do material. A Figura 2.3 compara o fluxo do material para as ferramentas com pino (Ferramentas A e B) e sem pino (Ferramenta C) segundo estes autores. Pode-se observar que o material arrastado pelo pino flui para a zona exterior através de um movimento giratório, enquanto que o material arrastado pela base da ferramenta apresenta um fluxo descendente na direção da base do pino. A ferramenta sem pino, por uma vez apresenta apenas movimento centrífugo, arrastando o material para a zona da periferia da base da ferramenta. Ao realizar soldaduras em chapas de alumínio e magnésio os autores puderam ainda concluir que o fluxo gerado pela ferramenta é influenciado pelo material que constitui as chapas. É de salientar que estes autores não fizeram nenhuma distinção relativamente aos mecanismos de ligação entre as soldaduras realizadas, usando a ferramenta com e sem pino, continuando a denominar este processo como *FSSW*.

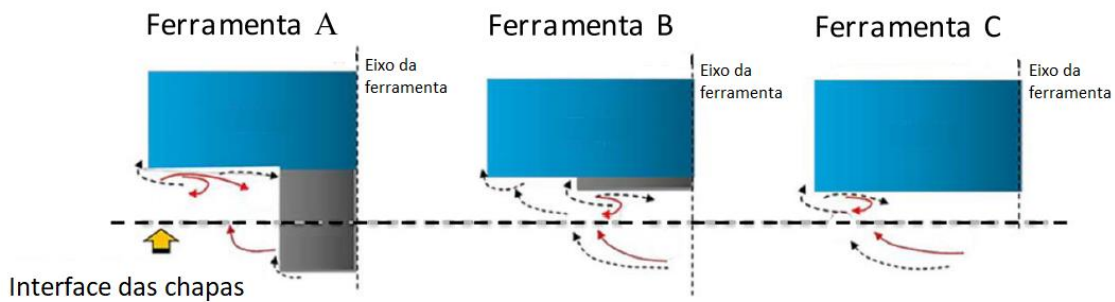


Figura 2.3. Esquema do fluxo de material para ferramentas com diferentes tamanhos de pino em FSSW (adaptado de Leon and Shin, 2016).

Bakavos *et al.*, 2011 também efetuaram soldaduras por *FSSW* com o objetivo de estudar o fluxo do material, usando ferramentas de base plana com duas geometrias distintas: base roscadas e base lisa. Observaram que as ferramentas sem pino promovem o fluxo de material da chapa superior para a chapa inferior, provocando um deslocamento descendente da interface de ligação. Nas soldaduras realizadas com ferramentas de base estriada, com tempo de soldadura superior a 2,5 segundos, os autores observaram uma zona de mistura (Figura 2.4 a) e a presença do defeito do tipo *hooking* característico do processo *FSSW*. Por outro lado, ao utilizarem a ferramenta de base lisa observaram que o deslocamento da interface de ligação era menor e também limitado, não progredindo para tempos de soldadura superiores a 2,5 segundos (Figura 2.4 b). Concluíram assim que a geometria da ferramenta e o tempo de soldadura tinham uma grande influência no fluxo do material.

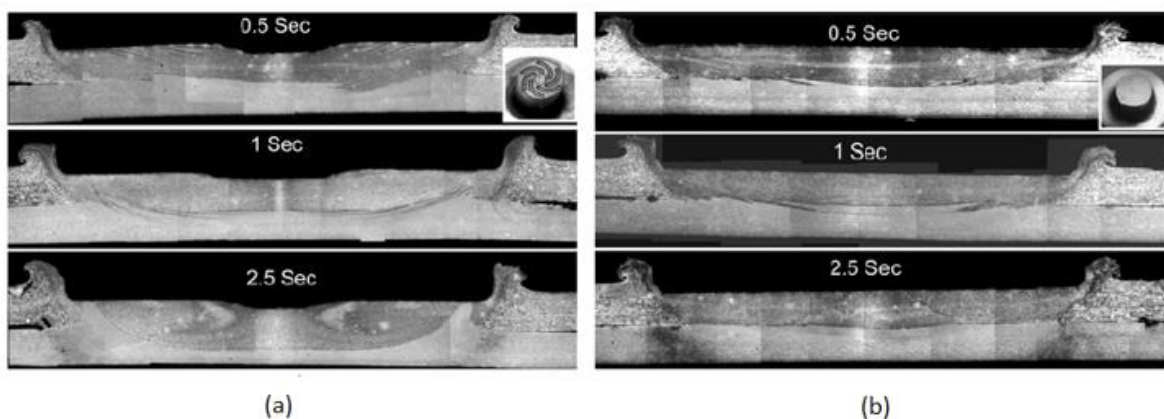


Figura 2.4. Secção transversal de soldaduras, a) ferramenta roscada e b) ferramenta lisa (Adaptado de Bacavos *et al.* 2010).

Tozaki *et al.*, 2010, tal como os autores anteriores, também estudaram a influência da geometria da ferramenta no fluxo do material. Para tal realizaram soldaduras por FSSW com três ferramentas distintas: com pino, sem pino de base roscada e sem pino de base lisa. Concluíram que o pino era responsável pela mistura dos materiais das duas chapas, sendo a ferramenta roscada aquela que apresenta um maior escoamento vertical de material. À semelhança de Bakavos *et al.*, 2011, estes autores também observaram que a ferramenta de base roscada conduzia à mistura de ambos os materiais na zona de ligação. De acordo com os autores, a ferramenta de base lisa era aquela que permitia suprimir o defeito do tipo *hooking*. Ao realizarem soldaduras com diferentes profundidades de penetração, concluíram ainda que o aumento da penetração aumentava a severidade deste defeito. Mais uma vez, estes autores não fizeram referência aos mecanismos de ligação a operar na soldadura com ferramentas sem pino.

Aquando da ligação de materiais de elevada resistência, um dos principais problemas da tecnologia FSW é o desgaste da ferramenta. Com efeito, tal como referido anteriormente, esta é uma tecnologia de soldadura em estado sólido, que usa uma ferramenta não consumível. O desgaste da ferramenta pode levar a alteração no fluxo do material, afetando a qualidade da soldadura. Os autores Pasha *et al.*, 2014, confirmaram que, de modo a evitar o desgaste, os materiais constituintes da ferramenta devem ter elevada tenacidade à fratura, baixa dilatação térmica, alta temperatura de fusão e não ter afinidade química com os materiais a soldar. Por outro lado, autores como Sahlot *et al.*, 2017 e Fernandez & Murr 2004, analisaram a influência dos parâmetros do processo FSW no tempo de vida da ferramenta. Observaram que o aumento da velocidade de rotação provoca um maior desgaste na ferramenta, devido as elevadas temperaturas atingidas e ao aumento da velocidade relativa entre a peça e ferramenta, o qual leva a um maior atrito, e consequentemente, a um maior desgaste. Por fim, De *et al.*, 2014 concluíram que o aumento do diâmetro e a diminuição da altura do pino são técnicas eficientes para promover um menor desgaste da ferramenta. De acordo com Rai *et al.* 2011, a utilização de ferramentas sem pino constitui mesmo uma mais-valia para o aumento da vida da ferramenta.

2.2. Ciclos térmicos

A aplicação bem sucedida dos processos FSW TAFW depende da geração de calor na interface entre a ferramenta e o material a soldar. Com efeito, as temperaturas máximas atingidas durante a soldadura condicionam a qualidade da ligação, pois influenciam a microestrutura e as propriedades mecânicas da soldadura. As temperaturas atingidas dependem, por sua vez, das propriedades do material base, da geometria da ferramenta e dos parâmetros do processo, os quais influenciam os ciclos térmicos. O estudo dos ciclos térmicos pode ser realizado, quer através da análise microestrutural das soldaduras, quer medindo diretamente as temperaturas durante o processo de soldadura, usando câmaras termográficas ou termopares.

Baek *et al.*, 2010 usaram uma câmara termográfica para registrar as temperaturas durante a soldadura de chapas de aço com 0,6 mm de espessura e revestimento em zinco de 0,025 mm. A Figura 2.5, onde está representada uma imagem captada pela câmara termográfica, permite observar que a temperatura máxima (1020°C) foi atingida na interface ferramenta-chapa. Estes autores concluíram assim que as temperaturas máximas atingidas durante a soldadura eram superiores à temperatura de fusão (420°C) e de ebulição (910°C) do zinco, sugerindo que o zinco teria evaporado, sendo expelido da zona de ligação devido à pressão exercida pela ferramenta. A expulsão do zinco seria, de acordo com os autores, a responsável pela deformação da ligação.

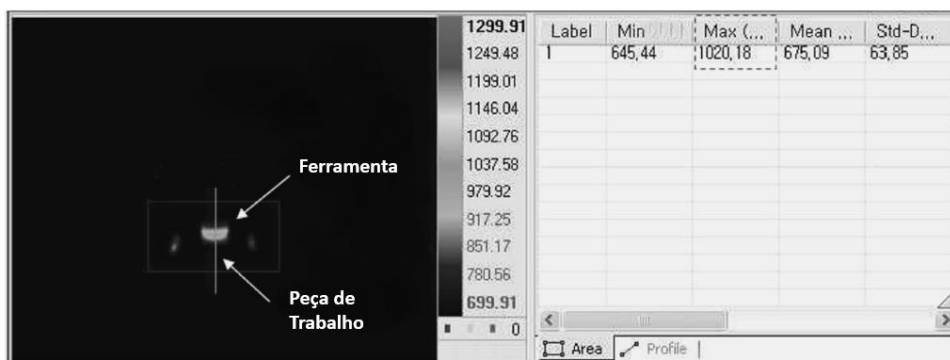


Figura 2.5. Dados captados pela câmara termográfica (Adaptado de Baek *et al.*, 2010).

Thomas *et al.*, 1999 também usaram uma câmara termográfica para registrar as temperaturas atingidas durante a execução de soldaduras em chapas de aço com baixo teor

em carbono. As soldaduras foram realizadas com velocidades de rotação a variar entre 1430 e 960 rpm e uma velocidade de avanço constante de 3 mm/s. Os autores registaram temperaturas de pico na ordem dos 1090°C e estimaram que as temperaturas na zona de contacto ferramenta-chapa estariam entre os 1100 e os 1200°C. Concluíram ainda que as temperaturas máximas aumentavam com a velocidade de rotação devido à elevada importância que este parâmetro tem na geração de calor. As elevadas temperaturas impostas ao material de base durante a soldadura seriam ainda as responsáveis pelo aumento da dureza nas zonas termicamente e termomecanicamente afetadas, relativamente ao material base.

Lienert *et al.*, 2003, registaram os ciclos térmicos de soldaduras em chapas de aço AISI 1018 com 6,23 mm de espessura utilizando em simultâneo uma câmara termográfica e termopares do tipo K. Em ambos os casos obtiveram resultados semelhantes. Mais precisamente, os termopares captaram temperaturas entre 930 e 985°C acima da base da ferramenta e temperaturas de 590 a 665°C na superfície do material de base a 3,2 mm da zona de soldadura. A câmara termográfica registou temperaturas na interface ferramenta-chapa idênticas às captadas pelos termopares, cerca de 990°C. Através dos resultados obtidos os autores concluíram que as temperaturas na zona de mistura seriam superiores a 1100°C.

Nelson *et al.*, 2016, realizaram soldaduras em chapas de aço de alta resistência com 6,35 mm de espessura. Utilizaram termopares do tipo K, posicionados a uma profundidade de 3.8 mm da superfície da chapa, para analisar o efeito da velocidade de rotação nas temperaturas e nas velocidades de arrefecimento. Os autores concluíram que a temperatura máxima aumentava com o aumento da velocidade de rotação e que a velocidade de arrefecimento diminuía ao aumentar a temperatura máxima, devido à maior quantidade de calor a ser dissipada. De acordo com os autores todas as soldaduras obtidas apresentavam durezas superiores às do material base, sendo que os maiores valores foram registados para as velocidades de rotação elevadas, em que ocorreu uma maior geração de calor.

Santella *et al.*, 2010, utilizaram o mesmo procedimento de Nelson *et al.*, 2016 para a análise de temperatura durante o processo de soldadura FSSW, ou seja, posicionaram os termopares na parte inferior das chapas a soldar, alinhados com o centro da soldadura. Estes autores analisaram a influência da geometria da ferramenta nas temperaturas atingidas durante o processo. Para tal realizaram soldaduras por pontos em aço DP780, utilizando duas ferramentas com geometrias distintas - BN97 (Figura 2.6a) e BN46 (Figura 2.6b). Concluíram que as soldaduras efetuadas com a ferramenta BN46 apresentavam temperaturas

50 a 100°C superiores às das temperaturas registadas nas soldaduras efetuadas com a ferramenta BN97. Esta diferença de temperaturas foi justificada pela maior área de contacto entre a ferramenta e as chapas aquando de soldadura por a ferramenta BN46, provocando assim maior atrito. Estes autores concluíram ainda que as temperaturas máximas aumentavam com a diminuição da velocidade de penetração. Observaram também que na realização de soldaduras em materiais com revestimento galvanizado, as temperaturas máximas diminuam relativamente aos aços sem revestimento. Este comportamento foi atribuído ao facto do revestimento atuar atua como lubrificante, reduzindo o atrito na interface ferramenta/peça.

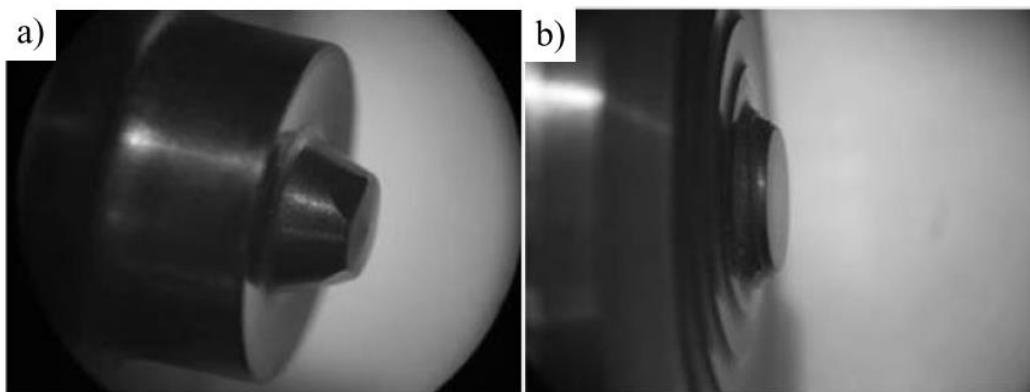


Figura 2.6. Ferramentas BN97 e BN46 (Adaptado de Santella *et al.*, 2010).

Santella *et al.*, 2012, à semelhança dos autores anteriores, utilizaram termopares para registar as temperaturas máximas durante a soldadura por pontos de aços de alta resistência (DP600). Estes autores estudaram a influência do tempo de soldadura na geração de calor. Por isso realizaram soldaduras com durações a variar entre 4 e 10 segundos. Registaram temperaturas de pico entre 218 e 353°C, concluindo que quanto maior for a duração da soldadura maior é a quantidade de calor gerado. Os autores observaram ainda um aumento de dureza no centro da soldadura, da ordem de 100 a 200HV, comparativamente ao material base. As temperaturas registadas por estes autores foram significativamente inferiores às observadas por outros autores. Isto poder-se-á dever ao facto de os termopares não terem sido colocados nas chapas a soldar, junto à interface ferramenta-chapa, mas sim, na base de suporte alinhados com o eixo da ferramenta.

Por fim os autores Aota e Ikeuchi, 2009, recorreram a termopares para analisar os ciclos térmicos de soldaduras executadas por FSSW, em chapas de aço com baixo teor em carbono (0.3% C). Para complementar a análise dos ciclos térmicos e obter uma melhor precisão das temperaturas máximas atingidas, compararam as temperaturas com a microestrutura da secção transversal das soldaduras. Através desta análise observaram que a macroestrutura era constituída por 4 zonas distintas (Figura 2.7 a). Através do diagrama de equilíbrio Fe-C (Figura 2.7 b), estes autores observaram uma relação entre as temperaturas obtidas e a microestrutura da soldadura, como se pode observar na Figura 2.7 c). Os autores concluíram assim, que a região 1, sujeita a temperaturas superiores a 1070°C, só poderia ser formada por uma microestrutura de ferrite mais bainite. A região 2, submetida a temperaturas entre 880 e 1070°C, apresentaria uma microestrutura de ferrite fina. Por fim, a região 3, que atingiram temperaturas entre 680 e 880°C, apresentaria uma microestrutura de ferrite mais perlite esférica.

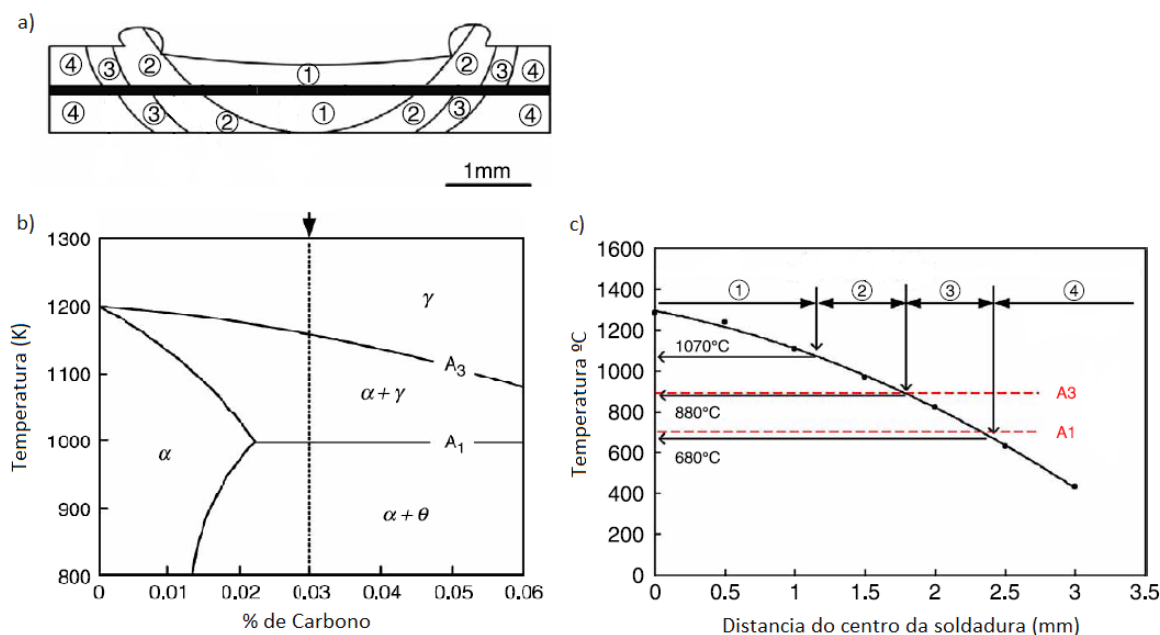


Figura 2.7. a) Esquema da secção transversal da soldadura, b) diagrama de equilíbrio Fe-C, c) Temperatura máxima e microestrutura observada a várias distâncias do centro da soldadura.

Nesta tese serão analisados os ciclos térmicos durante a soldadura por TAFSW de aços com diferentes teores de carbono. Será também avaliada a evolução da temperatura máxima (T_{max}) em função das características dos metais base e dos parâmetros do processo.

Para realizar o estudo foram usadas diferentes velocidades de rotação e diferentes diâmetros de ferramenta na execução das soldaduras.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

No presente trabalho foram produzidas soldaduras por pontos pelo processo *Tool Assisted Friction Spot Welding (TAFSW)*. Estas soldaduras foram produzidas em diferentes materiais base e com diferentes parâmetros do processo, de modo a analisar a influência destes dois factores nos ciclos térmicos de soldadura.

3.1. Materiais base

Na Tabela 3.1 são identificados os diferentes materiais base, assim como as espessuras das chapas e do revestimento, no caso das chapas galvanizadas. Na tabela é ainda identificada a designação pela qual se irá referenciar cada material ao longo do texto.

Tabela 3.1. Materiais de base.

Designação	Material Base	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 220	HC 220 LA	0,65	-
HC 420	HC 420 LA	1,2	-
DP 600	DP 600	1	-

Tal como se mostra na Tabela 3.1, neste trabalho utilizou-se um aço macio (DC01), dois aços galvanizados (DX51D-Z140 e DX51D-Z200), dois aços de alta resistência (HC 220 LA e HC 420 LA) e um aço *Dual Phase* (DP 600). No caso do aço macio (DC01), utilizaram-se chapas sem e com revestimento galvanizado de 2,5 μm de espessura. As chapas de aço galvanizadas DX51D-Z140 e DX51D-Z140 apresentavam um revestimento de 10 μm e de 14 μm , respetivamente. Na tabela 3.2 está representada a composição química dos materiais base, obtidos por consulta da base de dados *Ces Edupack*.

Tabela 3.2. Composição química dos materiais base

Material	C	Mn	P	S	Si	Ti	Cr
DC	0.078	0.314	0.012	0.016	0.004	-	-
DC-R	0.078	0.314	0.012	0.016	0.004	-	-
DX-R10	0.05	0.35	0.008	0.01	0.02	-	-
DX-R14	0.11	0.5	0.017	0.007	0.015	0.001	-
HC 220	0.034	0.7	0.0125	0.0125	0.45	0.05	-
HC 420	0.1	1.6	0.025	0.025	0.5	0.15	-
DP 600	0.145	1.65	0.04	0.0075	0.9	-	0.5

Na Figura 3.1 estão representadas as curvas de tensão-deformação para os materiais DC, DC-R, DX-R10, DX-R14 e HC 420. Estes dados foram retirados do autor Gonçalves, 2017. Nesta figura pode observar-se que os aços DC, DC-R e DX-R10 exibem resistência à tração semelhante e o aço HC420 é o material que apresenta maior resistência mecânica. Na Tabela 3.3 estão resumidos os valores da tensão limite de elasticidade e na carga máxima para todos os materiais base. Estes valores foram obtidos com base nas curvas tensão-deformação da figura Tabela 3.3.

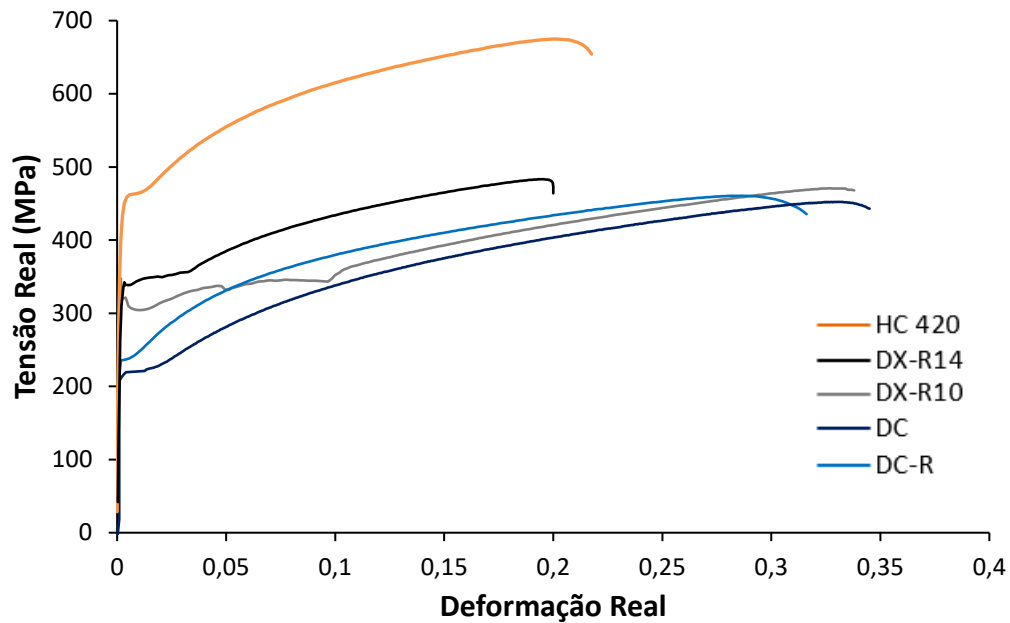


Figura 3.1. Curvas de tensão-deformação em tração dos aços HC420, DX-R10, DX-R14, DC-R e DC (Adaptado de Gonçalves, 2017).

Tabela 3.3. Propriedades mecânicas dos metais base

Designação	Tensão limite de elasticidade [MPa]	Tensão de carga máxima [MPa]
DC	230	452
DC-R	236	460
DX-R10	317	460
DX-R14	349	483
HC 420	395	670

3.2. Produção das soldaduras

Neste trabalho foram produzidas soldaduras em junta sobreposta pelo processo TAFSW, em chapas com dimensão de 80x80 mm. À semelhança do processo FSSW, a produção de soldaduras pela tecnologia TAFSW, representada na Figura 3.2, é realizada em três fases

distintas: penetração, permanência e remoção da ferramenta. Durante a fase de penetração, a ferramenta é deslocada num movimento linear descendente, penetrando uma determinada profundidade (dz) na chapa superior. Nesta fase a ferramenta é ainda animada de uma velocidade de rotação (ω). No período de permanência, a ferramenta em contacto com o metal a soldar permanece animada da mesma velocidade de rotação por um período de tempo pré-definido. Por fim, a fase de remoção da ferramenta, tal como o nome indica, consiste no afastamento da ferramenta das chapas através de um movimento linear ascendente, dando fim ao processo de soldadura.

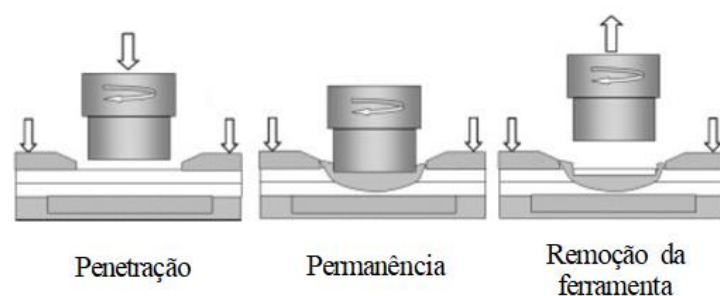


Figura 3.2. Produção de soldaduras pelo processo TAFSW (adaptado de Bakavos and Prangnell, 2009).

Na Figura 3.3 estão representadas as diferentes ferramentas utilizadas neste estudo. Como é característico do processo TAFSW, as ferramentas apresentam uma base plana, sem pino. Neste trabalho foram utilizadas três ferramentas compostas em carboneto de tungsténio, que diferem entre si apenas no diâmetro da base (10, 12 e 16 mm), as quais serão designadas ao longo do texto por PL10, PL12 e PL16.

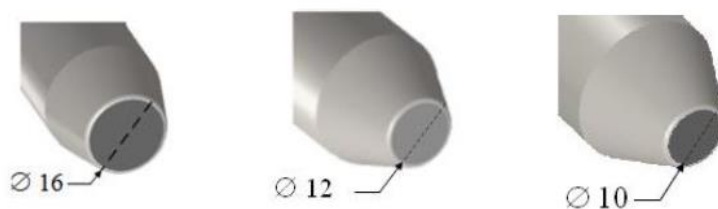


Figura 3.3. Ferramentas PL16, PL12 e PL10 (adaptado de Andrade, 2016)

Na Tabela 3.4 e 3.5 estão representados os parâmetros de processo utilizados para produção das soldaduras. Tal como se pode concluir por análise das tabelas, a ferramenta PL12 foi utilizada em todos os materiais com o objetivo de analisar a influência

das propriedades dos metais base nos ciclos térmicos e nas características das soldaduras. Com o objetivo de avaliar a influência do diâmetro da ferramenta nas características das soldaduras, foram efetuadas soldaduras mantendo constantes todos os parâmetros do processo e variando apenas o diâmetro da ferramenta (Tabela 3.4). Esta análise foi efetuada utilizando como metais base os aços DC e HC420. Foi ainda variada a velocidade de rotação, para todos os materiais base e ferramentas, de modo a poder observar a influência deste parâmetro na geração de calor. A profundidade de penetração (dz) e o tempo de permanência (tp) foram mantidos constantes, com valores iguais a 0,5 mm e 60 segundos, respetivamente, em todos os ensaios efetuados neste trabalho.

Tabela 3.4. Parâmetros das soldaduras, utilizados na realização de soldaduras para análise da influência do diâmetro da ferramenta.

Material Base	Ferramenta	ω (rpm)
DP 600	PL12	870
		1500
HC 220	PL12	870
		1500
DC-R	PL12	870
		1140
		1500
DX-R10	PL12	870
		1140
		1500
DX-R14	PL12	870
		1140
		1500

Tabela 3.5. Parâmetros das soldaduras, utilizados para análise da influência das propriedades dos metais base nos ciclos térmicos.

Material Base	Ferramenta	ω (rpm)
DC	PL10	870
		1500
	PL12	870
		1140
		1500
	PL16	870
1500		
HC 420	PL10	870
		1500
	PL12	870
		1140
		1500
	PL16	870
		1500

3.3. Medição de temperaturas

Os ciclos térmicos de soldadura foram registados recorrendo a uma câmara termográfica, *FLIR A655sc*. Como se mostra na Figura 3.4 esta câmara foi posicionada a uma distância de 0,5 m da zona de soldadura, de modo a ter um bom ângulo de captação das temperaturas. Após a captação das temperaturas, foi usado o software *Flir ResearchIR* para realizar o pós-processamento dos dados e obtenção dos ciclos térmicos. É ainda importante referir que as temperaturas foram medidas na interface entre a ferramenta e a chapa superior.

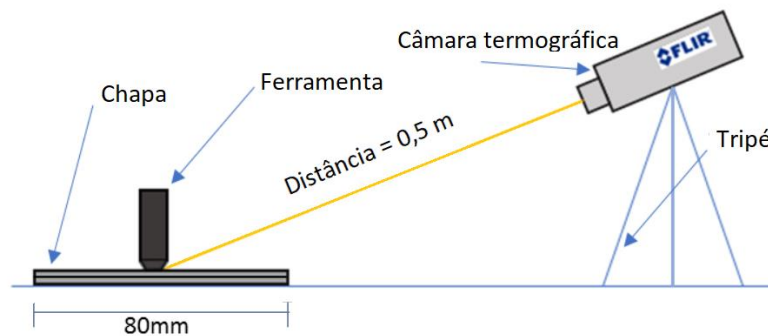


Figura 3.4. Posicionamento da câmera termográfica (adaptado de Gonçalves, 2017).

Posteriormente à captação das temperaturas, procedeu-se à análise dos ciclos térmicos para cada soldadura. Na Figura 3.5 mostra-se, a título de exemplo, um ciclo térmico de soldadura, que representa a evolução da temperatura ao longo do tempo. 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 apresenta valores negativos. De modo a calcular a temperatura máxima atingida no processo, foi necessário identificar as diferentes fases da soldadura nos ciclos térmicos. Mais concretamente, o período de aquecimento (t_h), de manutenção (t_{man}) e de arrefecimento (t_c). Para tal foi considerado que o período de aquecimento termina quando a velocidade instantânea de aquecimento diminui para valores iguais ou inferiores a 4°C/s . O período de arrefecimento identifica-se quando as temperaturas começam a diminuir drasticamente, o que corresponde ao momento em que a derivada instantânea passa para valores negativos. Uma vez identificados os diferentes períodos que constituem os ciclos térmicos, é possível realizar o cálculo da temperatura máxima atingida no processo (T_{max}), calculando a média das temperaturas registadas durante o período de manutenção. A velocidade média de arrefecimento (v_c) foi calculada determinando, com o auxílio do gráfico, o tempo necessário para arrefecer a soldadura entre 800 e 500°C .

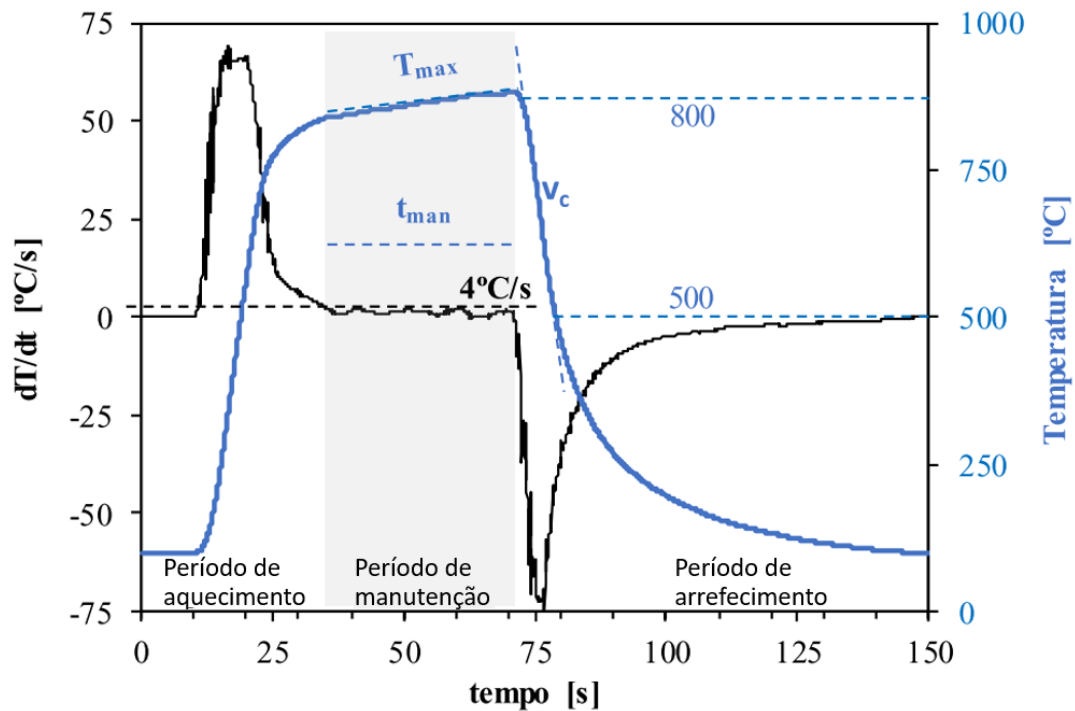


Figura 3.5. Representado a azul, o ciclo térmico de soldadura e representada a preto, a derivada instantânea da temperatura em ordem ao tempo (Adaptado de Gonçalves, 2017).

3.4. Análise metalográfica

A análise metalográfica foi realizada após a produção das soldaduras, com o objetivo de identificar alterações da microestrutura, relativamente ao material base, assim como possíveis defeitos na soldadura. Para isso foi utilizado um microscópio ótico *Leica DM 4000 M LED*. As amostras das soldaduras foram preparadas para metalografia seguindo os procedimentos laboratoriais habituais. A microestrutura da secção transversal das soldaduras foi revelada usando Nital 4% (48ml etanol + 2ml HNO₃).

3.5. Caracterização mecânica

Foram realizados ensaios de dureza, recorrendo ao equipamento SHIMATZU *MicroHardness tester*, com uma carga de 200g e uma duração de 15 segundos, por indentação. Nas amostras das soldaduras, as medições foram efectuadas no centro de cada chapa, com um espaçamento de 0.5 mm na zona de transição da microestrutura não afetada para aquela que foi termomecanicamente afetada durante o processo, e com 1 mm de espaçamento, no interior e exterior da soldadura, como se representa na Figura 3.6.

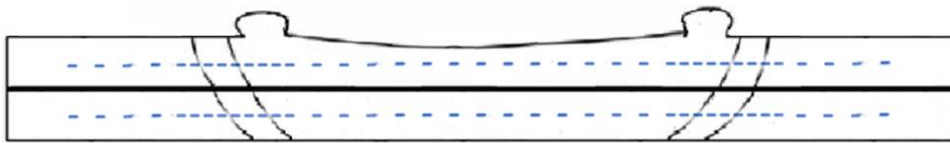


Figura 3.6. Representação esquemática do perfil de durezas.

Página intencionalmente deixada em branco

4. ANÁLISE DE RESULTADOS

4.1. Caracterização do material base

De modo a poder realizar a análise proposta no plano de trabalho desta tese foi efetuado o cálculo do tamanho de grão e do carbono equivalente para cada material base. A determinação do tamanho de grão foi efetuada utilizando método da interceção linear, seguindo o procedimento descrito na norma ASTM E112. Para a percentagem de carbono equivalente (C_{eq}), foi considerada a composição química dos materiais base, já apresentada anteriormente na Tabela 3.2, de modo a poder realizar o cálculo com base na expressão

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Cu + \%Ni}{15}, \quad (4.1)$$

onde se consideram as percentagens ponderadas de carbono (C), manganês (Mn), crómio (Cr), molibdénio (Mo), vanádio (V), cobre (Cu) e níquel (Ni). A Tabela 4.1 mostra os resultados obtidos na medição do tamanho de grão e no cálculo do carbono equivalente.

Tabela 4.1. Tamanho de grão e percentagem de carbono equivalente para os diferentes materiais base.

Designação	Tamanho de grão (μm)	Carbono equivalente (%)
DC	7,1	0,13
DC-R	9,3	0,13
DX-R10	7,4	0,19
DX-R14	5,9	0,11
HC 220	12,8	0,15
HC 420	3,3	0,37
DP 600	5,1	0,52

Foi também determinada a dureza média dos metais base. Os resultados obtidos estão representados nas Figura 4.1, 4.2, 4.3 e 4.4 em função do tamanho de grão, do carbono equivalente, da tensão limite de elasticidade e de tensão na carga máxima, respetivamente. A figura 4.1 permite concluir que a dureza diminui com o aumento do tamanho de grão. No entanto, quando o tamanho de grão apresenta valores superiores a 7 μm , a diminuição da dureza com o aumento do tamanho de grão torna-se menos acentuada.

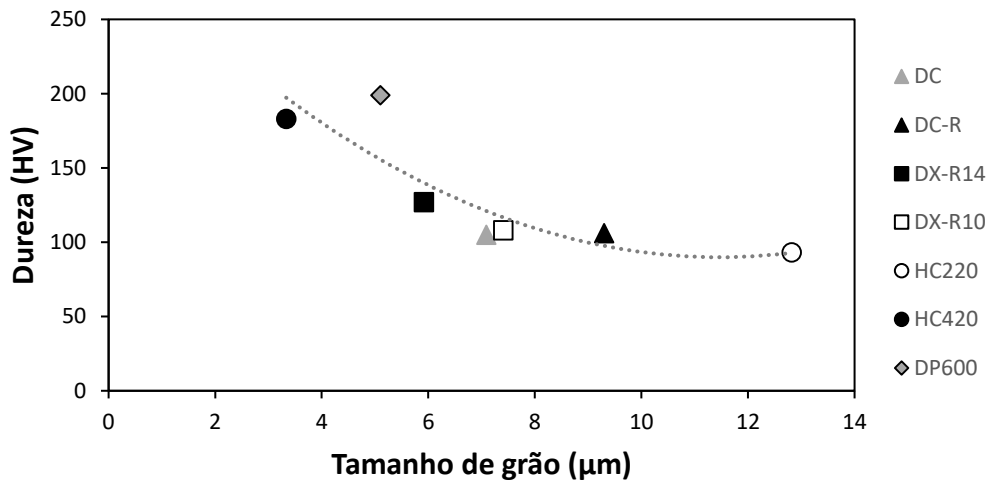


Figura 4.1. Evolução da dureza com o tamanho de grão.

A Figura 4.2 permite concluir que a dureza também varia em função do carbono equivalente. Mais concretamente, a dureza aumenta quando aumenta o carbono equivalente. Aços com percentagens de carbono equivalente semelhantes apresentam dureza média semelhante.

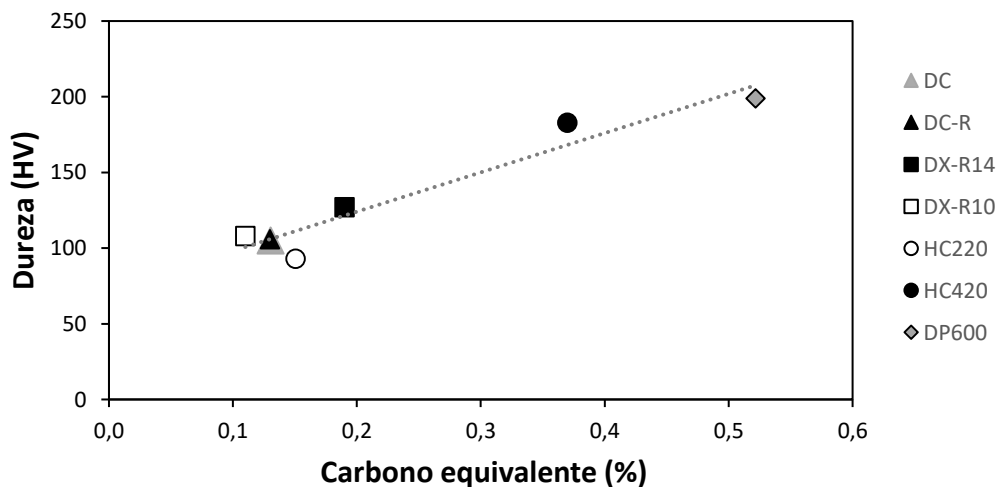


Figura 4.2. Evolução da dureza com o carbono equivalente.

Analisando os gráficos das figuras 4.3 e 4.4 pode concluir-se que existe um aumento da dureza com o aumento da tensão limite de elasticidade e da tensão de carga máxima. No entanto, a figura permite também concluir que materiais com valores de tensão na carga máxima semelhantes apresentam valores de dureza idênticos, independentemente da tensão limite de elasticidade. É ainda importante referir que não foram realizados os ensaios de tração para os materiais DP600 e HC220, pelo que os dados relativos a estes materiais não se encontram representado nas Figuras 4.3 e 4.4.

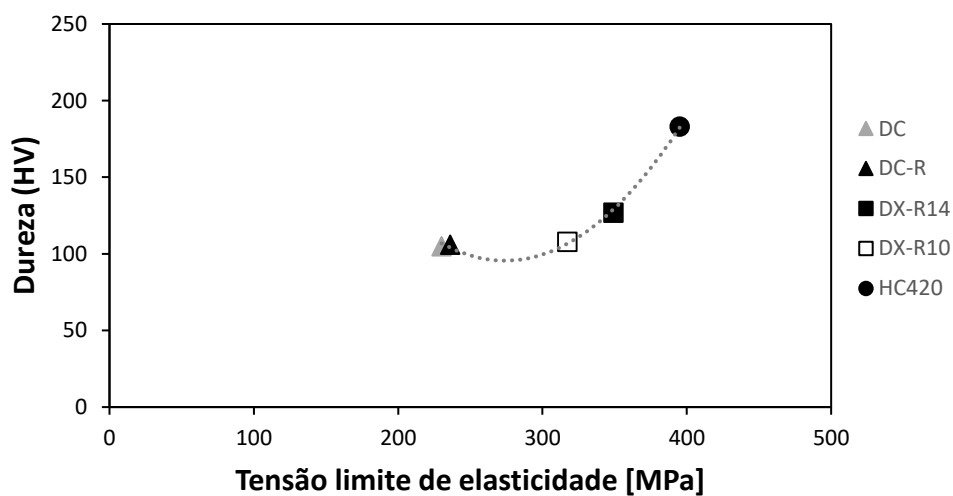


Figura 4.3. Evolução da dureza com a tensão limite de elasticidade.

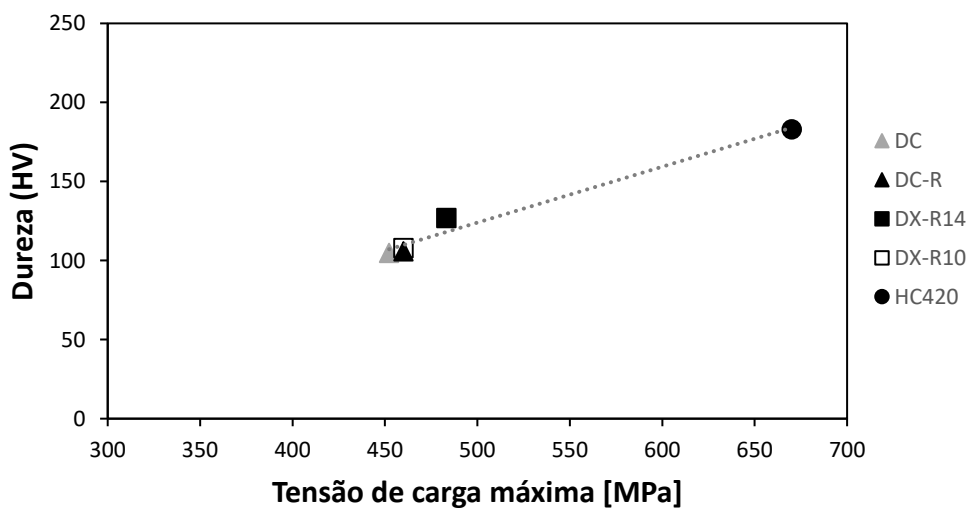


Figura 4.4. Evolução da dureza com a tensão limite de elasticidade.

4.2. Análise microestrutural e metalográfica

Tal como mencionado no procedimento experimental, foi realizada uma análise microestrutural e metalográfica da secção transversal de todas as soldaduras produzidas neste estudo. Na Figura 4.5 comparam-se as secções transversais das soldaduras produzidas nos aços HC420 e DC. Comparando-se as imagens conclui-se que independentemente dos materiais base e dos parâmetros utilizados, todas as soldaduras apresentavam uma morfologia semelhante. Na imagem, pode observar-se no centro das soldaduras, uma região claramente afetada pelo processo, constituída por uma microestrutura diferente da do material base. Pode ainda observar-se que as soldaduras apresentavam não só uma simetria relativamente ao eixo da ferramenta, como também uma linha contínua, alinhada com a interface das duas chapas. Esta linha pode ser observada mais nitidamente no caso das soldaduras realizadas no aço DC. Segundo Mira-Aguiar *et al.*, 2016, a presença desta linha comprova que não ocorreu mistura (*stir*) dos materiais das duas chapas, provando que os mecanismos de ligação induzidos pelo processo TAFSW são diferentes das características do processo FSW

A Figura 4.5 permite também observar, no topo das soldaduras, microestruturas de cor mais clara do que as presentes a meio da espessura. De acordo com Mira-Aguiar *et al.*, 2016, estas regiões são ricas em tungsténio proveniente do desgaste da ferramenta. De realçar que foi observada uma maior quantidade destas fases de cor clara nas soldaduras produzidas com maior velocidade de rotação e em materiais base com maior resistência mecânica, como é o caso dos aços HC420 e DP600.

Na Figura 4.6 mostram-se imagens da microestrutura dos metais base, e do centro da soldadura, para as soldaduras produzidas com a ferramenta PL10 a 1500 rpm nos aços HC420 e DC. A comparação das imagens disponibilizadas na Figura 4.6 permite concluir que a microestrutura no centro da soldadura é constituída por grão mais grosseiro do que a do material base, ao contrário do que acontece nas soldaduras produzidas por FSW. De facto, o grão refinado, característico das soldaduras produzidas por FSW, está associado à recristalização dinâmica característico deste processo de soldadura. A ausência deste grão, nas soldaduras realizadas por TAFSW, comprova mais uma vez que não ocorreu deformação plástica intensa dos metais base, ou seja, que a região de mistura (*stir*) está ausente nestas soldaduras.

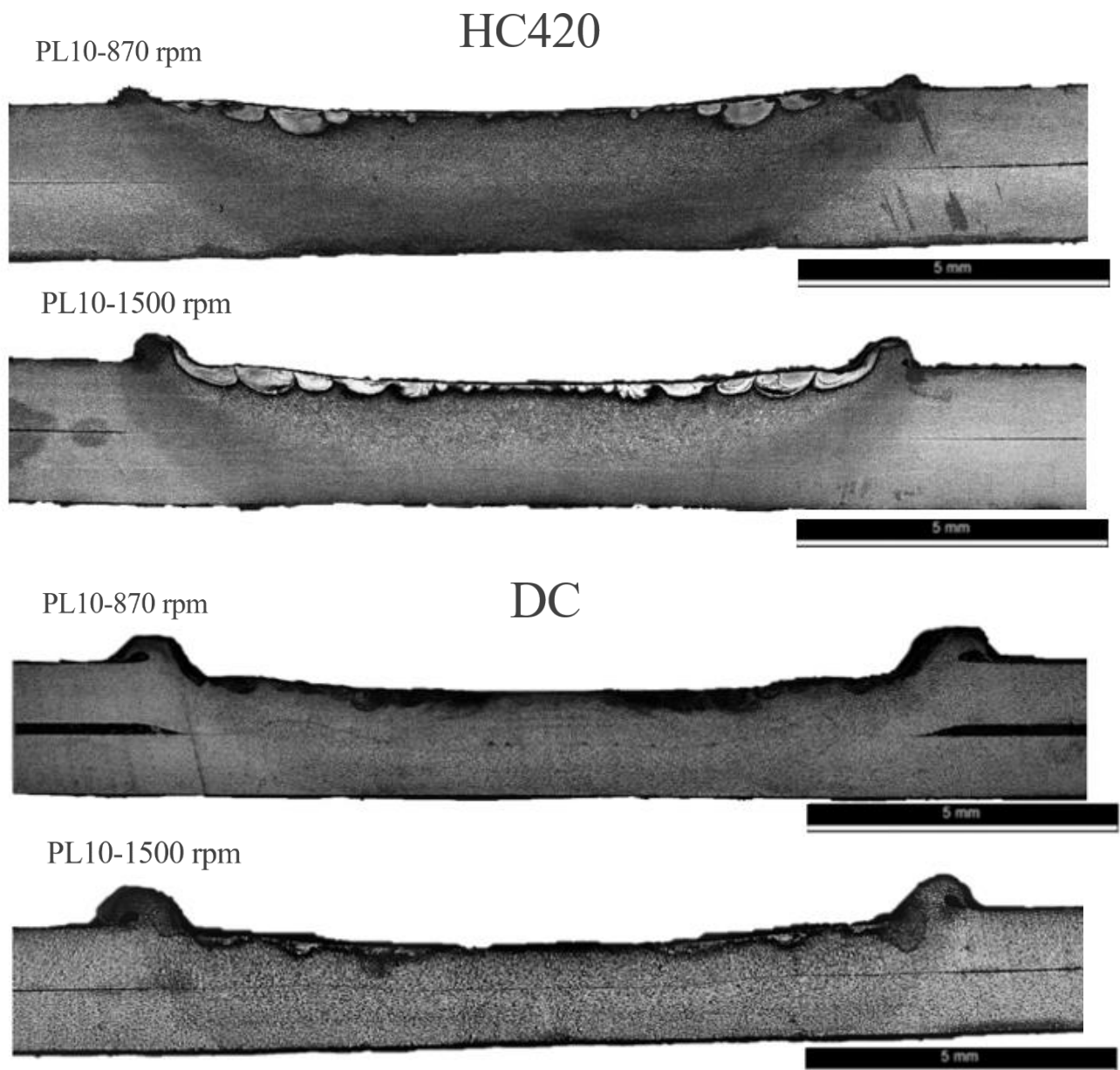


Figura 4.5. Imagens da secção transversal das soldaduras realizadas no aço HC420 com a ferramenta PL10 a 870 rpm a) e ferramenta PL10 a 1500 rpm b) e no aço DC com a ferramenta PL10 a 870 rpm c) e PL10 a 1500 rpm d).

A observação da secção transversal das soldaduras permite ainda concluir que ocorreu uma redução de espessura na chapa superior, na região de contacto ferramenta-chapa. Esta redução de espessura resulta da penetração da ferramenta na chapa superior. Apesar de neste estudo ter sido utilizado uma penetração constante de 0.5 mm, em todos os testes de soldadura, verificou-se que a profundidade da indentação na chapa superior não foi constante. De modo a melhor entender esta variação, no gráfico da Figura 4.7 comparam-se

a espessura das duas chapas com a espessura no centro da região de ligação, para soldaduras realizadas com diferentes ferramentas (PL10, PL12 e PL16) e velocidades de rotação (870 e 1500 rpm). Os resultados apresentados na Figura 4.7 referem-se aos metais base HC220, HC420, DC e DP600. A figura permite observar que podem ter ocorrido erros no posicionamento de ferramenta aquando da produção das soldaduras. Este será o motivo pelo qual são registadas diferentes profundidades de penetração. A variação na profundidade de penetração pode ter tido alguma influência na geração de calor durante a soldadura e ser responsável por alguma dispersão nos resultados das medições de temperatura.

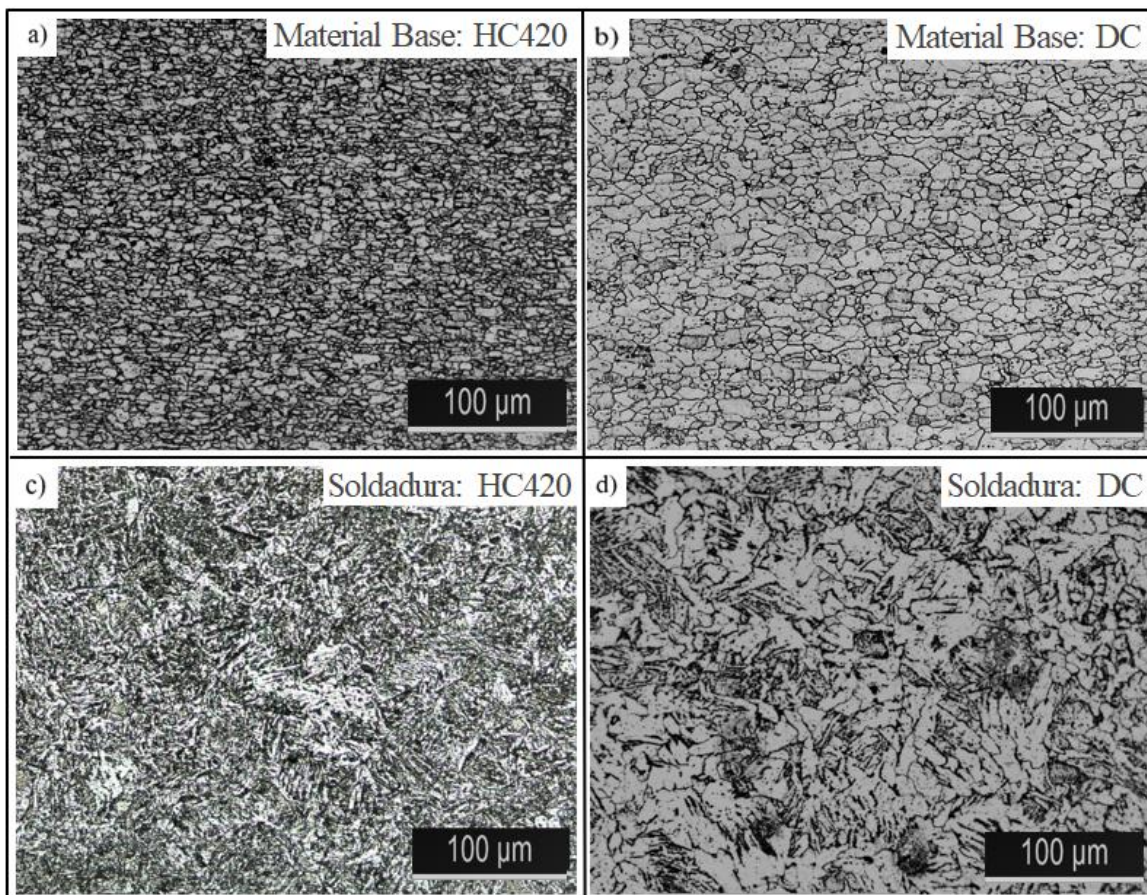


Figura 4.6. Microestrutura do material base nos aços HC420 a) e DC b) e no centro da soldadura nos aços HC420 c) e DC d).

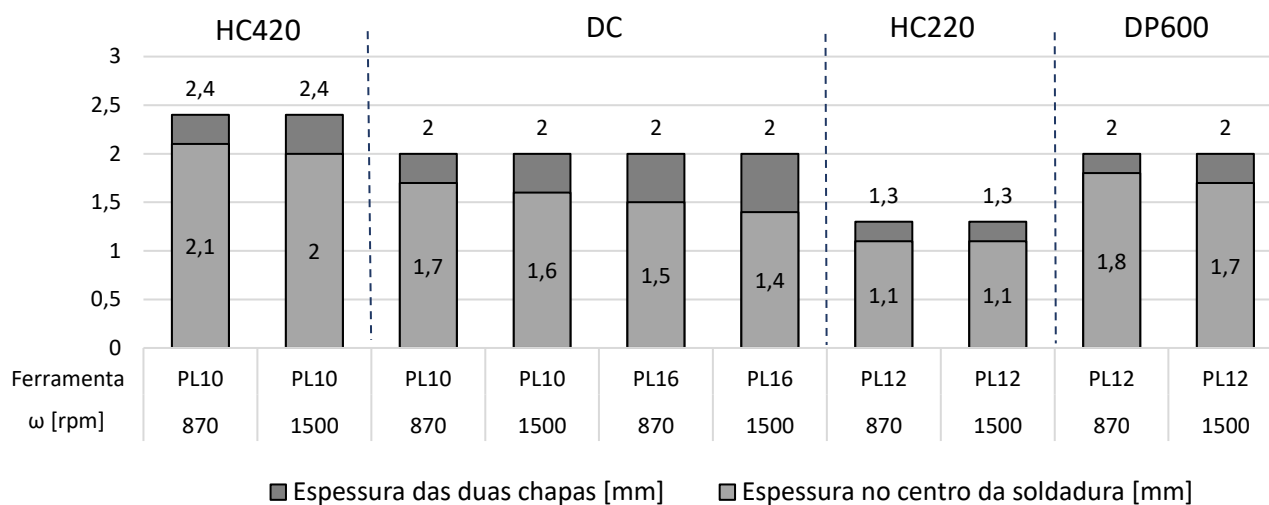


Figura 4.7. Valores da espessura das duas chapas a soldar e do centro da soldadura.

4.3. Ciclos térmico

Tal como mencionado no procedimento experimental foram registados os ciclos térmicos para todas as soldaduras produzidas neste trabalho. Os ciclos térmicos representam a evolução das temperaturas atingidas na soldadura ao longo do tempo, permitindo assim obter a temperatura máxima, a velocidade de aquecimento e a velocidade de arrefecimento em cada ensaio realizado. Estas grandezas têm uma influência importante nas transformações metalúrgicas e nas características mecânicas das soldaduras obtidas. Neste subcapítulo irá realizar-se uma análise dos ciclos térmicos, nomeadamente, da influência dos parâmetros do processo, do revestimento e das propriedades dos materiais base nas temperaturas máximas registadas, assim como a sua influência na velocidade de arrefecimento.

4.3.1. Velocidade de arrefecimento

Na Figura 4.8 estão representadas as temperaturas máximas, em função da velocidade de arrefecimento, para todas as soldaduras realizadas neste trabalho. A figura permite concluir que a velocidade de arrefecimento diminui linearmente com o aumento da temperatura máxima atingida durante o processo de soldadura. Esta diminuição pode ser explicada pelo

facto de a quantidade de calor a dissipar ser menor com a diminuição da temperatura máxima, levando a uma aceleração do arrefecimento. De notar que a evolução registada na figura é independente das características dos metais base.

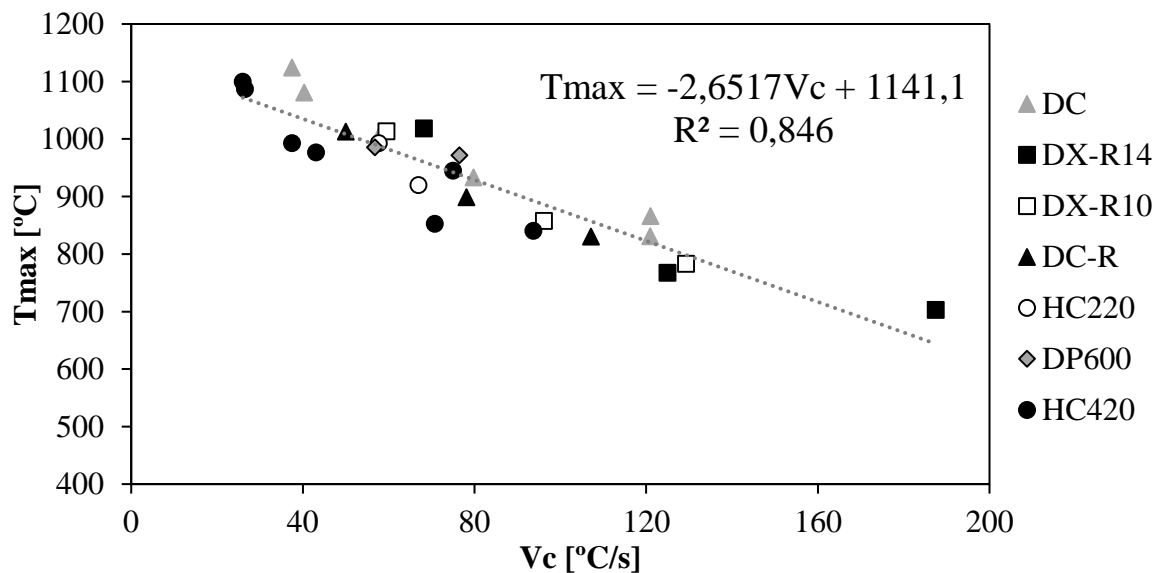


Figura 4.8. Evolução da temperatura máxima com a velocidade de arrefecimento.

4.3.2. Parâmetros do processo

4.3.2.1. Velocidade de rotação

Na Figura 4.9 mostra-se a evolução das temperaturas máximas com o aumento da velocidade de rotação, para todas as soldaduras realizadas neste trabalho. Devido à diversidade dos materiais base e dos parâmetros utilizados na realização das soldaduras, fez-se uma divisão dos resultados segundo o diâmetro da ferramenta, do seguinte modo: PL10 (Figura 4.9 a), PL12 (Figura 4.9 b) e PL16 (Figura 4.9 c). As imagens permitem concluir que, ocorreu um aumento da temperatura máxima com a velocidade de rotação para todas as soldaduras realizadas com as ferramentas PL12 e PL10. O mesmo não foi observado para a ferramenta PL16, para a qual não foram registados aumentos significativos da temperatura com o aumento da velocidade de rotação. Para o aço DP600 também não foram registadas variações significativas de temperatura com o aumento da velocidade de rotação. Este aço era aquele que apresentava maior dureza de entre todos os aços ensaiados. Estes resultados indicam que

quer o diâmetro da ferramenta, quer as características do metal base, apresentam forte influência na geração de calor. Pode concluir-se também que a influência destes parâmetros na geração de calor pode sobrepor-se à da velocidade de rotação.

Os resultados da Figura 4.9 constituem uma evidência de que o efeito da autorregulação de temperatura normalmente associado ao processo FSW, também acontece no processo TAFSW. Com efeito, a autorregulação assegura que o calor gerado por fricção não sobe de forma contínua com o aumento da velocidade de rotação, evitando assim que seja atingida a temperatura de fusão do material base (Qian *et al.*, 2012). Por outras palavras, o efeito de autorregulação garante condições de soldadura em estado sólido independentemente da velocidade de rotação da ferramenta e do material a soldar. Tal como já referido, as temperaturas registadas nas soldaduras produzidas com a ferramenta PL16 foram constantes independentemente do material base e da velocidade de rotação, permitindo concluir que o efeito de autorregulação estará associado ao diâmetro da ferramenta. Pode ainda observar-se que o aço DP600, nos ensaios com a ferramenta PL12, atingiu um patamar de saturação da geração de calor, independente da velocidade de rotação, pois para este material registou-se apenas um aumento de 15°C na temperatura com a variação da velocidade de rotação de 800 para 1500 rpm. Isto permite antever também a influência das propriedades do material base, na geração de calor durante o processo de soldadura e deste modo no efeito de autorregulação.

Realizando uma análise do gráfico da Figura 4.9, relativamente às soldaduras efetuadas com a ferramenta PL12, pode concluir-se que para as velocidades de rotação, de 870 e 1140 rpm materiais diferentes conduziram à obtenção de temperaturas máximas muito diferentes. No entanto, o mesmo não se observa para a velocidade de rotação de 1500 rpm, para a qual se regista uma temperatura de aproximadamente 1000°C para todos os materiais. Estes resultados permitem concluir que devido ao efeito da autorregulação esta será a temperatura máxima associada a esta ferramenta. A figura permite ainda observar que para a velocidade de 870 rpm, foi obtido uma elevada diversidade de temperaturas máximas. Com efeito, o aço DP600 foi o que apresentou a temperatura mais elevada (971°C), seguido dos aços HC, DC e DX. O aço HC220 apresentou também uma temperatura máxima bastante elevada. Esta temperatura pode ser explicada, devido a espessura da chapa deste material base ser reduzida, quando comparada com a dos restantes materiais (Figura 4.7), o que leva a uma menor dissipação do calor durante o processo de soldadura. Será ainda de assumir

alguma influência do revestimento galvanizado, na geração de calor. Posteriormente irá ser realizado um estudo mais aprofundado deste tema.

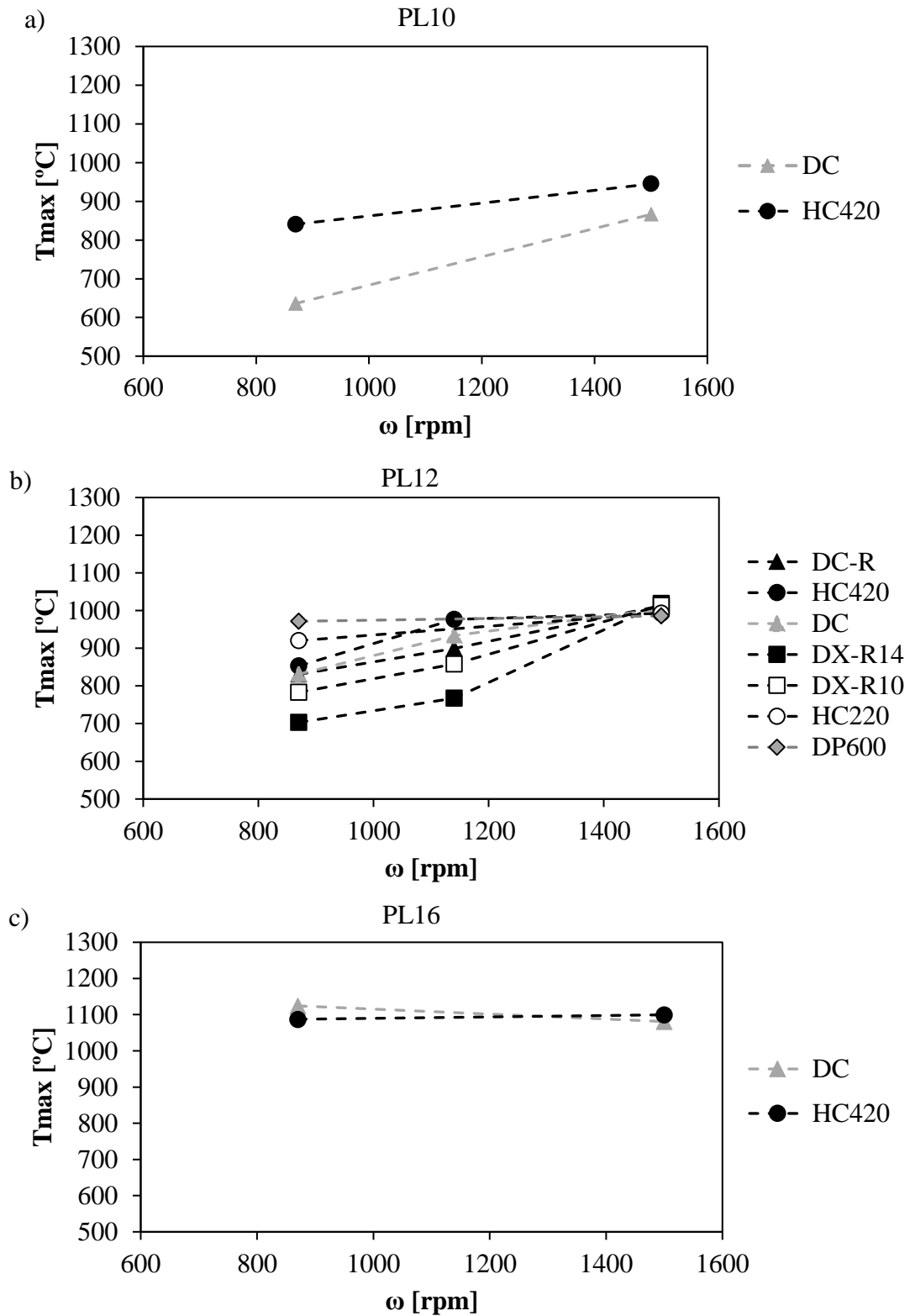


Figura 4.9. Evolução da temperatura dos diferentes materiais com a velocidade de rotação, para as ferramentas PL10 a), PL12 b) e PL16 c).

4.3.2.2. Diâmetro da ferramenta

De modo a compreender melhor a influência do diâmetro da ferramenta na geração de calor, na Figura 4.10 e 4.11 compara-se, para os aços DC e HC420, respectivamente, a evolução da temperatura máxima em função das velocidades de rotação, para as soldaduras efetuadas com as três ferramentas (**Erro! A origem da referência não foi encontrada.**). Analisando os resultados é possível concluir que, independentemente do material base, a temperatura máxima aumentou com o aumento do diâmetro da ferramenta. Com efeito, a ferramenta de 16mm de diâmetro foi aquela que conduziu à obtenção das temperaturas máximas mais elevadas para ambos os materiais, seguida das ferramentas com 12 e 10 mm de diâmetro. A imagem permite ainda concluir que a variação do diâmetro e da velocidade de rotação da ferramenta teve uma maior influência na geração de calor para o aço DC, do que para o aço HC420. Com efeito, a variação das temperaturas máximas com a velocidade de rotação foi praticamente insignificante para o aço HC420. Enquanto para o aço DC as temperaturas máximas variaram de forma significativa com o aumento do diâmetro da ferramenta e com o aumento da velocidade de rotação. Este resultado indica mais uma vez que existe uma forte influência das propriedades do material base na geração de calor. Com efeito, de acordo com as figuras 4.1 a 4.4 o aço HC420 apresenta resistência mecânica muito superior à do aço DC. Por fim, é ainda possível observar que o diâmetro da ferramenta tem uma maior influência na geração de calor para baixas velocidades de rotação, tendo sido observada uma maior diferença nas temperaturas máximas entre as ferramentas PL10 e PL16 para as velocidades de 870 do que para 1500rpm.

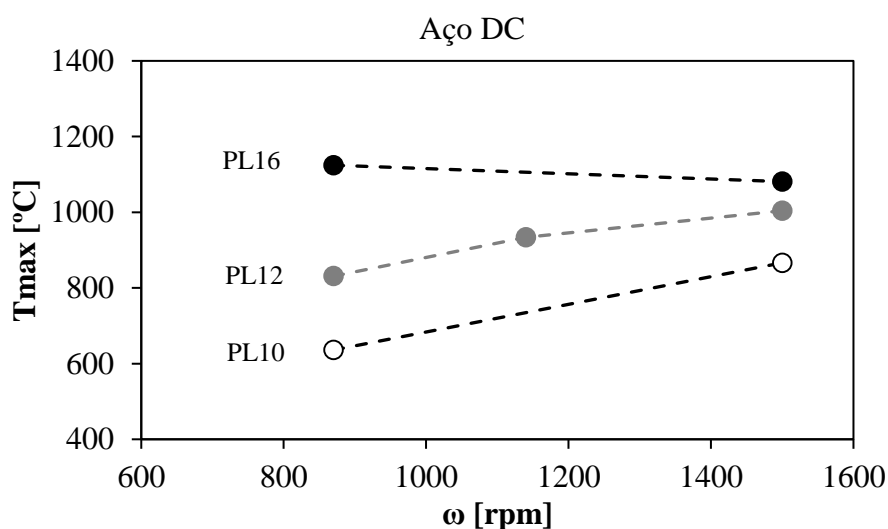


Figura 4.10. Evolução da temperatura com a velocidade de rotação, para os aços DC.

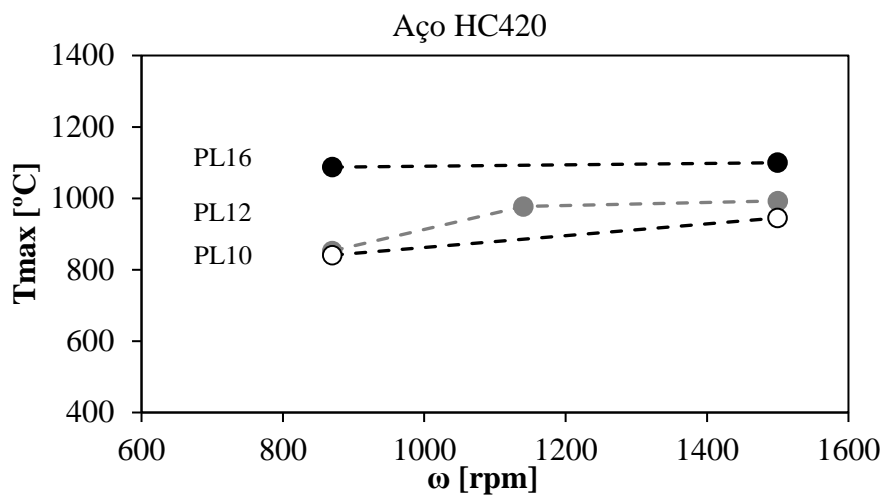


Figura 4.11. Evolução da temperatura com a velocidade de rotação, para os aços HC420.

4.3.3. Revestimento do material base

De modo a compreender melhor a influência do revestimento galvanizado na geração de calor, na Figura 4.12, mostra-se a evolução da temperatura máxima, em função da espessura do revestimento para diferentes velocidades de rotação. Os resultados referem-se a soldaduras produzidas com a ferramenta PL12. A figura permite observar a temperatura máxima diminui com o aumento da espessura do revestimento. Com efeito, o aço DC, que não apresentava revestimento, foi o material que apresentou maior temperatura, seguido dos aços DC-R, DX-R10 e DX-R14, com espessuras de revestimentos de 2,5, 10 e 14 μm , respetivamente. Atendendo a que no processo TAFSW o calor é gerado essencialmente devido ao atrito entre a ferramenta e as chapas, é possível assumir que ao serem atingidas temperaturas superiores ao ponto de fusão do zinco (420°C), este tenha atuado como lubrificante. A fusão do zinco terá promovido uma diminuição do coeficiente de atrito na interface ferramenta/aço, levando a uma redução da geração de calor. No entanto, a Figura 4.12 permite também observar que para a velocidade de 1500 rpm, as temperaturas máximas não variam em função da espessura do revestimento. Isto deve-se ao facto de as temperaturas máximas geradas com esta ferramenta serem superiores ao ponto de ebulição do zinco (910°C), levando assim à sua evaporação. Ao evaporar o zinco deixará de ter influência na geração de calor. *Baek et al.*, 2010 reportaram resultados semelhantes em soldadura por FSSW de aços galvanizados.

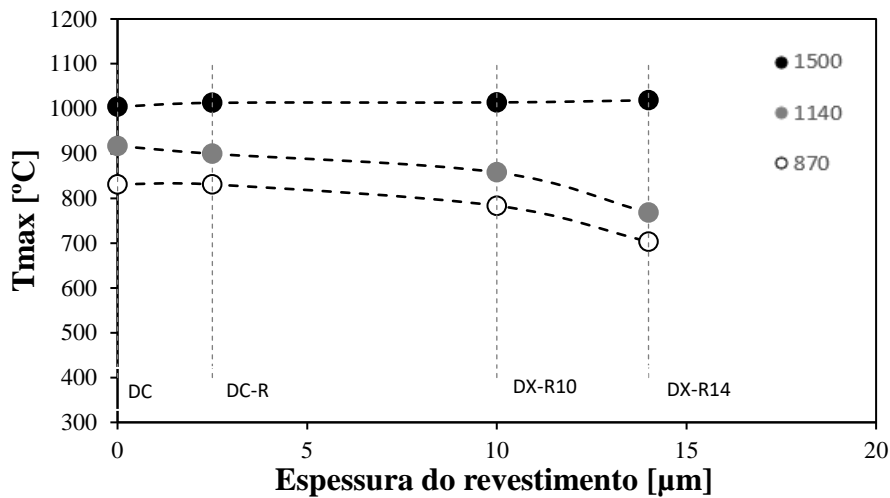


Figura 4.12. Evolução da temperatura máxima com a espessura de revestimento, para as soldaduras realizadas com a ferramenta PL12 nos aços DC, DC-R, DX-R10 e DX-R14.

4.3.4. Propriedades mecânicas dos metais base

Na Figura 4.13 mostra-se a evolução da temperatura máxima em função da tensão limite de elasticidade, para as soldaduras realizadas com a ferramenta PL12 nos aços DC, DC-R, DX-R10, DX-R14 e HC420. A figura permite observar que a temperatura máxima não varia de forma significativa com o aumento da tensão limite de elasticidade no caso de chapas sem revestimento. Já para os materiais com revestimento pode observar-se uma diminuição da temperatura máxima com o aumento da tensão limite de elasticidade, o que se poderá dever a a forte influência do revestimento na geração de calor. Deste modo, poder-se-á concluir que a tensão limite de elasticidade do material base não condiciona a geração de calor.

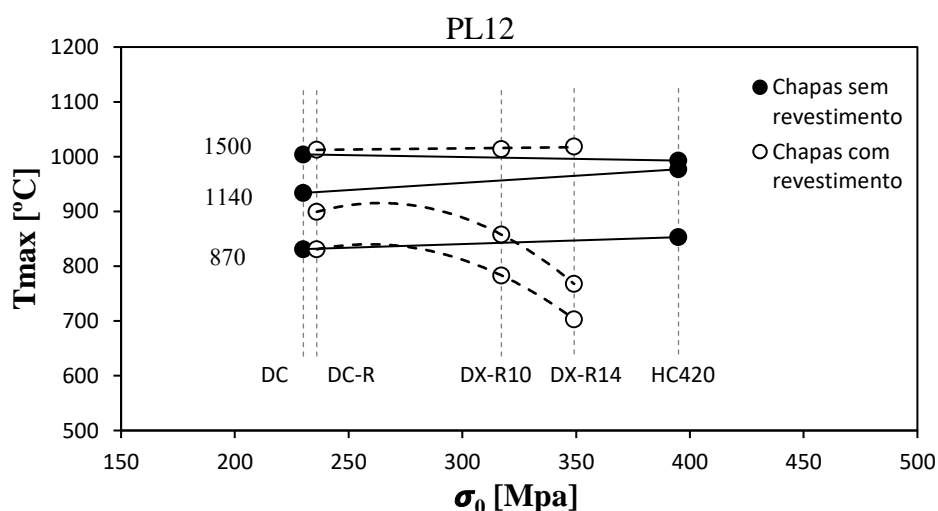


Figura 4.13. Evolução da temperatura máxima com a tensão limite de elasticidade, para as soldaduras produzidas com a ferramenta PL12 nos aços DC, DC-R, DX-R10, DX-R14 e HC420.

De modo a continuar a análise da influência das propriedades mecânicas do material base na geração de calor, foi calculado o rácio (TE), que representa a taxa de encruamento dos aços. Este rácio foi calculado segundo a equação

$$TE = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_0} \quad (4.2)$$

onde, σ_{max} é a tensão na carga máxima e σ_0 é a tensão limite de elasticidade dos materiais base. A taxa de encruamento foi calculada utilizando os dados apresentados na Tabela 3.3. Na Figura 4.14 mostra-se a evolução da temperatura máxima registada, aquando da soldadura com a ferramenta PL12, em função da taxa de encruamento dos materiais base, para as diferentes velocidades de rotação. Analisando a figura é possível observar que, à semelhança do que já se tinha concluído anteriormente, as temperaturas máximas registadas para as velocidades de 1500 rpm não são influenciadas pelas características do material base. No entanto, para velocidades de rotação inferiores, é possível observar um aumento das temperaturas máximas com o aumento da taxa de encruamento. No entanto, este aumento parece estar associado à redução de espessura do revestimento. Para as soldaduras sem revestimento pode observar-se uma ligeira redução da temperatura máxima com a taxa de encruamento. Os resultados das Figuras 4.13 e 4.14 não permitem comprovar a existência de alguma influência do comportamento plástico dos materiais base na geração de calor.

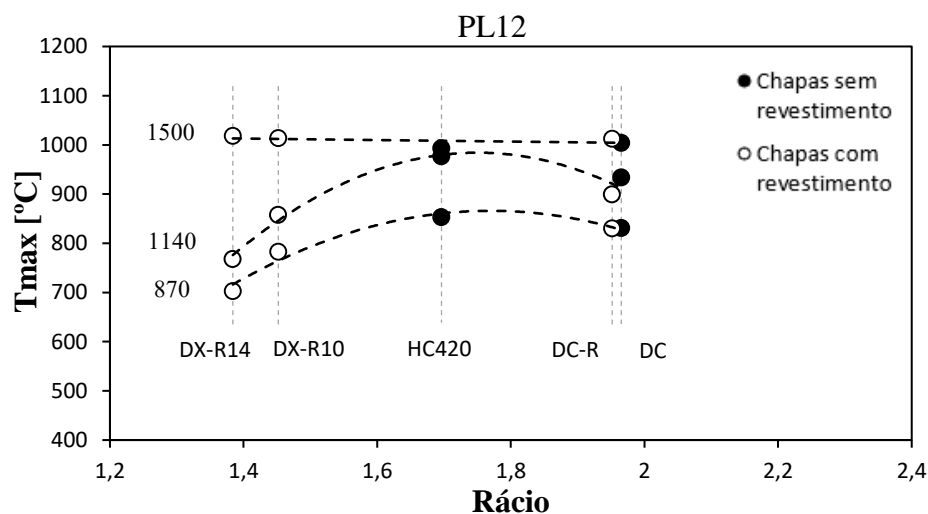


Figura 4.14. Evolução da temperatura máxima com o rácio, para as soldaduras produzidas com a ferramenta PL12 nos aços DC, DC-R, DX-R10, DX-R14 e HC420.

Seguindo o mesmo raciocínio utilizado para traçar as figuras anteriores, avaliou-se também a influência da composição química dos aços nas temperaturas máximas registradas durante o processo. Nesta análise a composição química foi quantificada através da percentagem de carbono equivalente. Na Figura 4.15 mostra-se a evolução da temperatura máxima em função da percentagem de carbono equivalente para as soldaduras realizadas com a ferramenta PL12 e com velocidade de rotação 870 rpm. A figura mostra que a temperatura máxima aumenta com a percentagem de carbono equivalente. Os mecanismos subjacentes a este comportamento serão objetivo de análise futura.

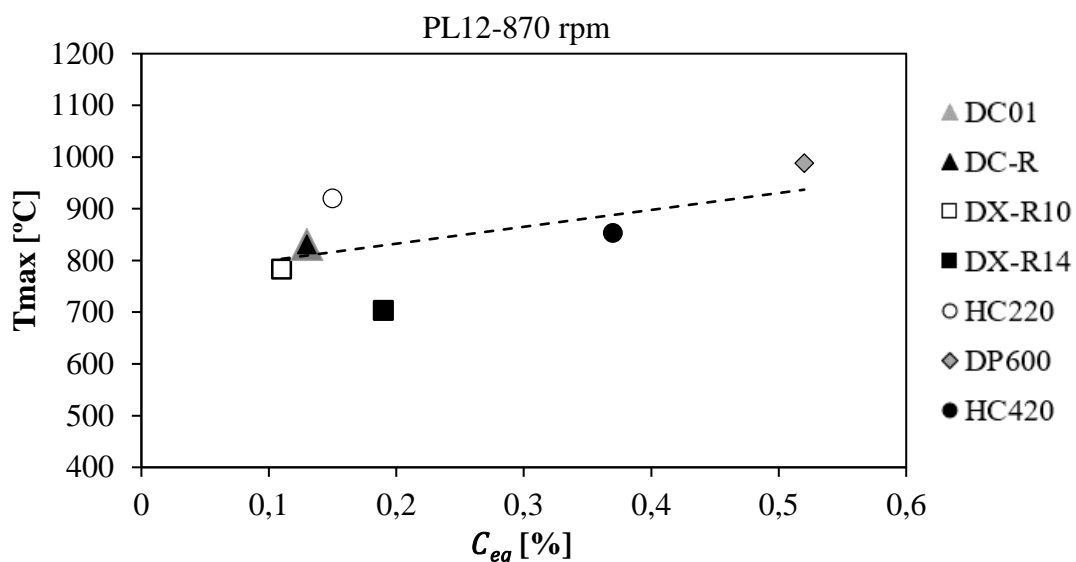


Figura 4.15. Evolução da temperatura máxima com a percentagem de carbono equivalente nas soldaduras realizadas com a ferramenta PL12 para 870 rpm.

4.4. Caracterização mecânica

Neste trabalho, de modo a avaliar a resistência mecânica das soldaduras, foram realizadas medições de dureza, a meio da espessura das chapas superior e inferior, tal como explicado no procedimento experimental. A título de exemplo, na Figura 4.16 mostram-se perfis de dureza correspondentes às soldaduras realizadas nos aços DP600, HC220 e DC. A figura permite observar que foi registado, para todas as soldaduras, um aumento considerável da dureza relativamente ao material base, tanto para a chapa superior como para a chapa inferior. As figuras permitem também concluir que a dureza não varia de forma significativa

ao longo da espessura. É ainda importante referir que todas as soldaduras analisadas apresentaram perfis de dureza idênticos aos ilustrados na Figura 4.16.

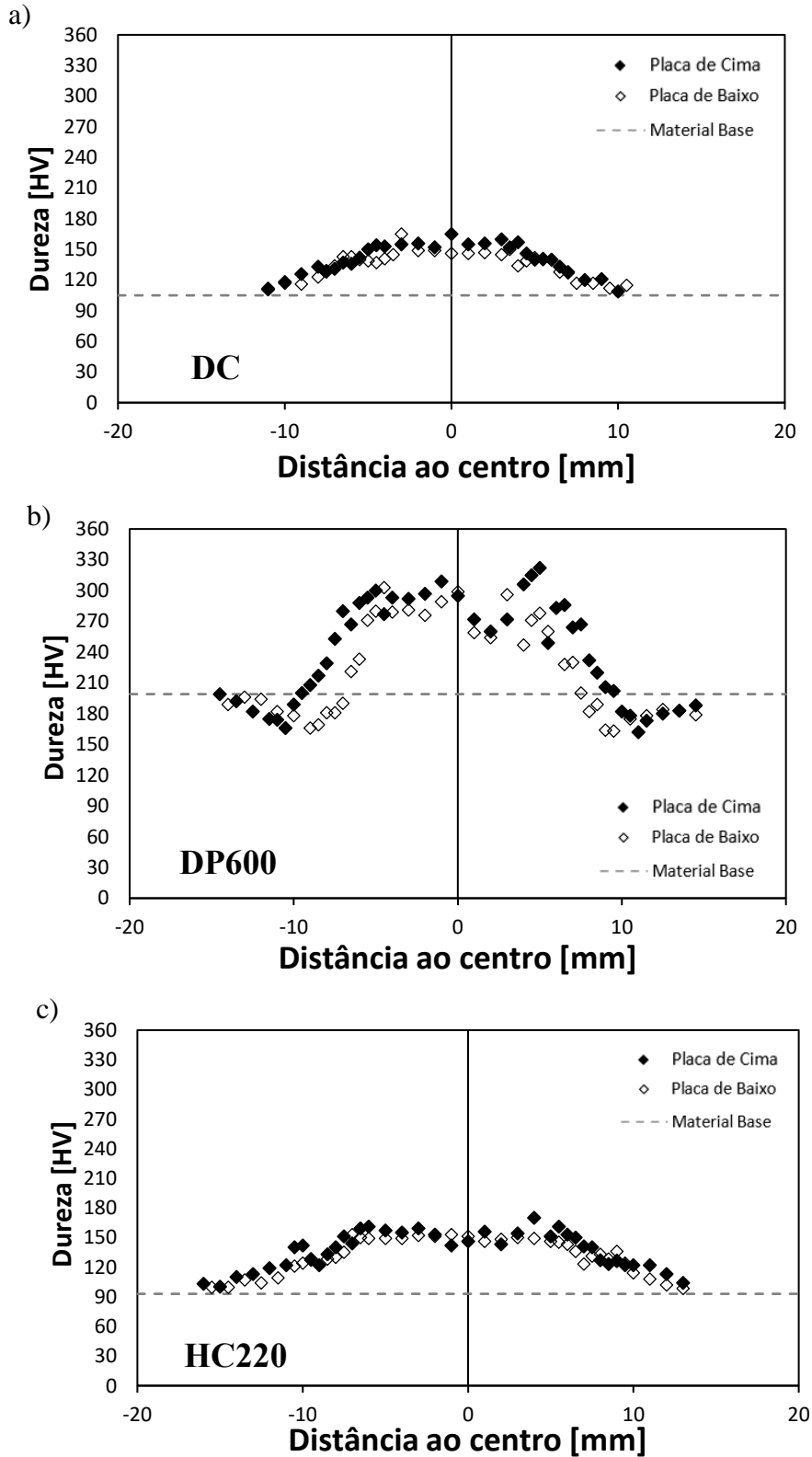


Figura 4.16. Perfis de dureza obtidos para as soldaduras dos aços DC a), DP600 b) e HC220 c).

A dureza média das soldaduras ($HV_{soldadura}$), foi calculada determinando a média dos valores de dureza registados no centro das soldaduras, na chapa superior. A Figura 4.17 mostra a evolução da dureza média com o aumento da temperatura máxima. Na imagem é possível observar que as durezas máximas foram registadas para as soldaduras nos aços DP600 e HC420. As restantes soldaduras apresentaram durezas médias semelhantes, da ordem de 150 HV. É também possível concluir que a dureza das soldaduras não depende apenas da temperatura máxima atingida durante a ligação.

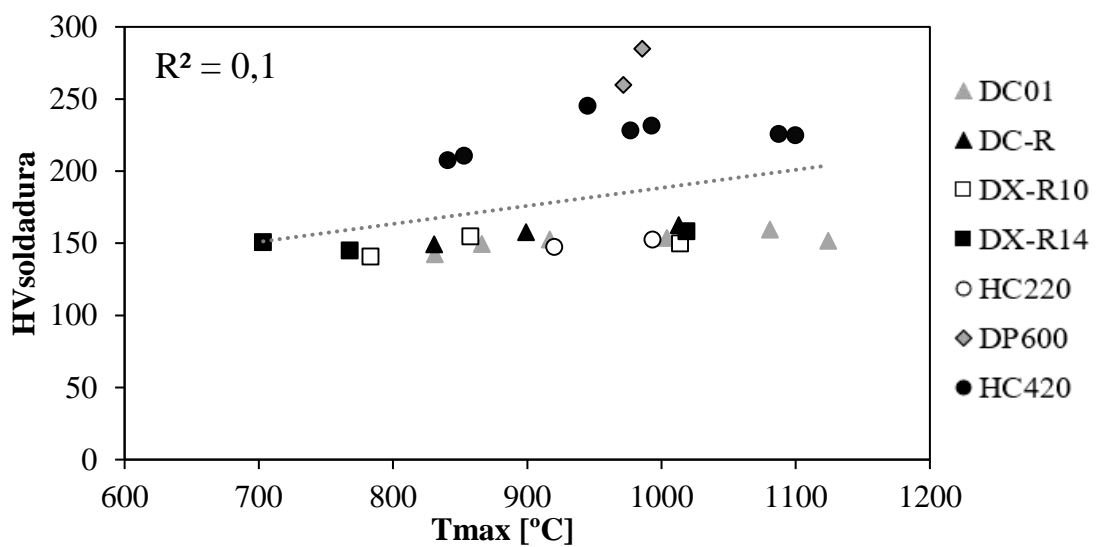


Figura 4.17. Evolução da dureza da soldadura em função da temperatura máxima.

De modo a quantificar o aumento da dureza das soldaduras relativamente ao respetivo material base, foi calculado a relação de durezas RHV, para cada soldadura, através da equação

$$RHV = \frac{HV_{soldadura}}{HV_{metal\ base}} \quad (4.3)$$

onde $HV_{soldadura}$ é a dureza média da soldadura e $HV_{metal\ base}$ é a dureza do material base. A Figura 4.18 ilustra a evolução de RHV com a temperatura máxima. A elevada dispersão de resultados presente na figura indica que, tal como a dureza média, o aumento da dureza não depende apenas das temperaturas máximas atingidas durante o processo de soldadura.

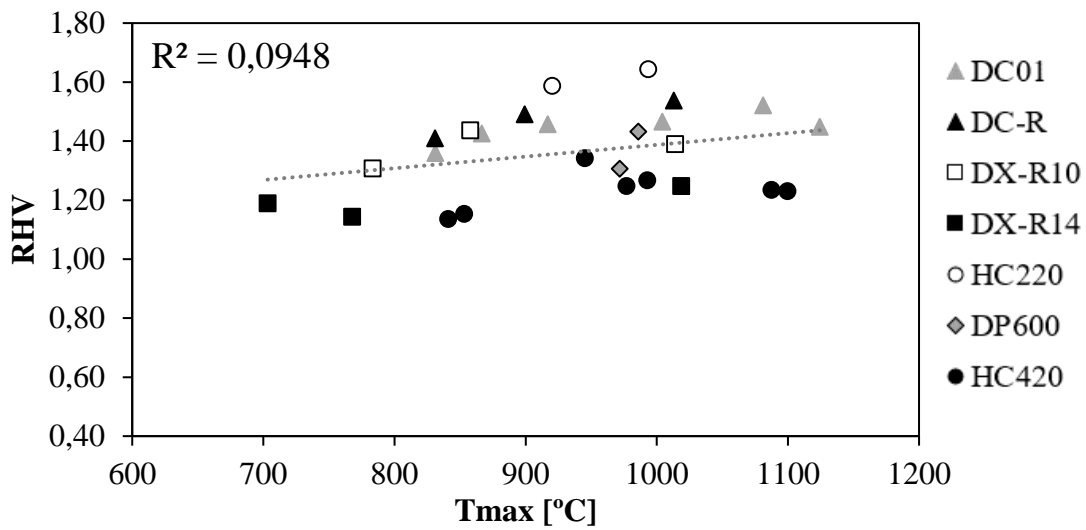


Figura 4.18. Valores de RHV em função da temperatura máxima.

A influência do tempo de permanência à temperatura máxima no aumento de dureza pode ser analisada na Figura 4.19. Mais uma vez, a elevada dispersão de resultados permite concluir que o aumento da dureza também não depende apenas do tempo de permanência à temperatura máxima.

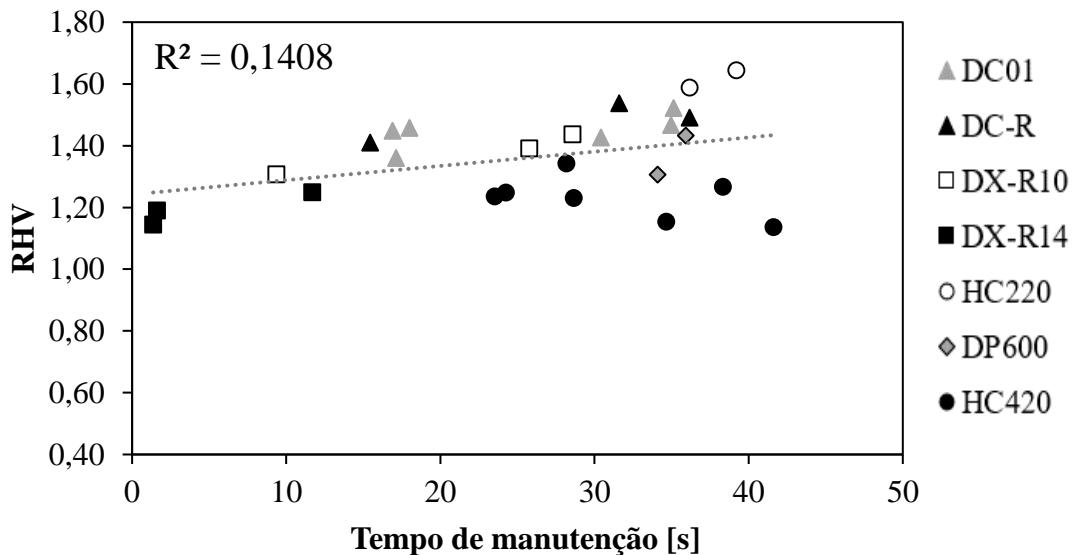


Figura 4.19. Valores de RHV em função do tempo à temperatura máxima.

Sendo assim, avaliou-se a evolução do aumento da dureza em função do tamanho de grão do material base (TG). A Figura 4.20 mostra que existe um aumento da relação de dureza com o aumento do tamanho de grão do material base. Para cada tamanho de grão a dureza varia ainda em função dos parâmetros do processo, ou seja, em função da temperatura máxima atingida. Sendo assim, na Figura 4.21 foi analisada a evolução de RHV, em função de um parâmetro que consiste na multiplicação da temperatura máxima (Tmax) pelo tamanho de grão do material base (TG). A análise da figura permite concluir que o RHV aumenta claramente com o aumento deste segundo parâmetro.

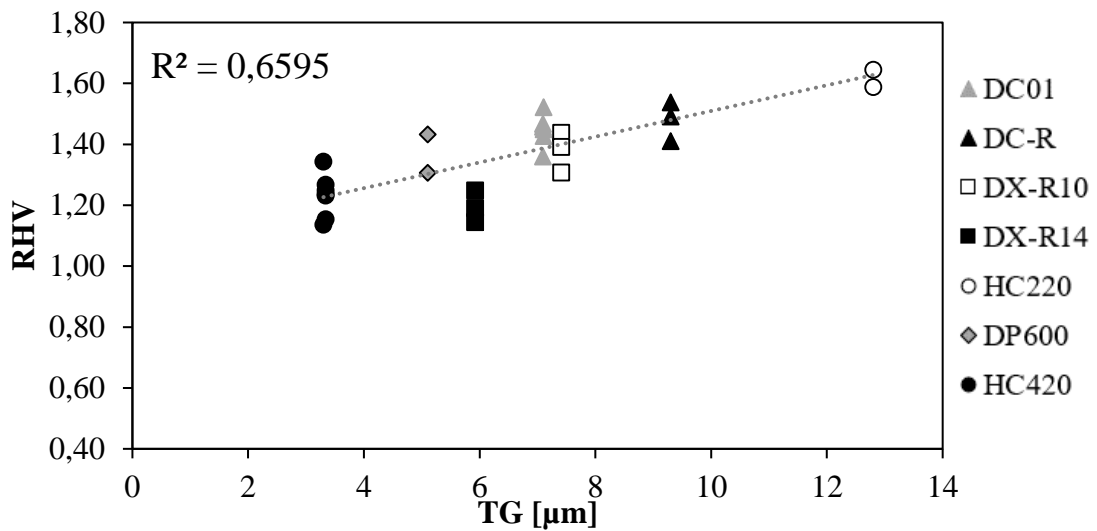


Figura 4.20. Valores de RHV em função do tamanho de grão.

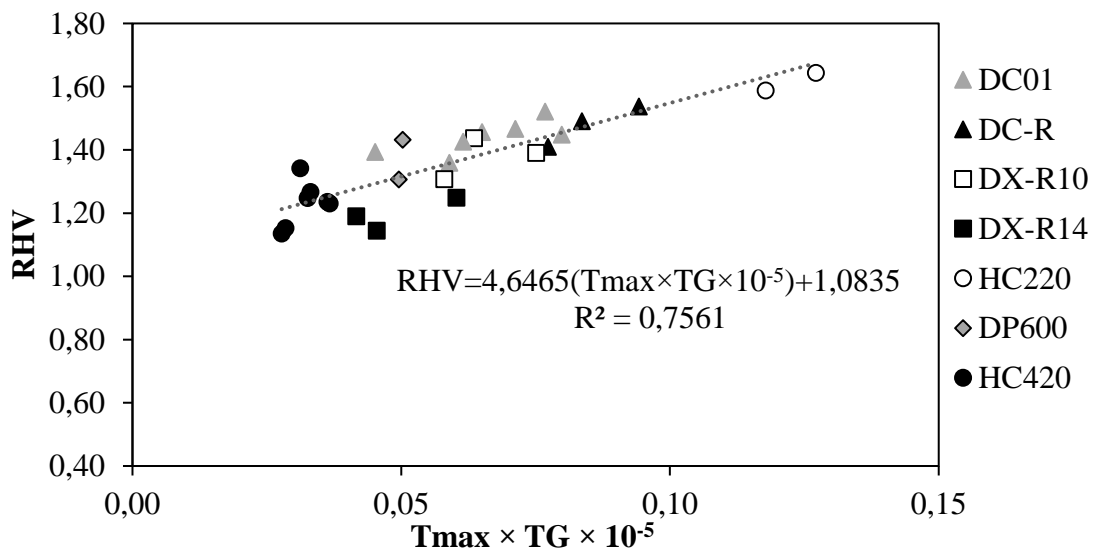


Figura 4.21. Valores de RHV em função da temperatura máxima com o tamanho de grão.

Analisando o aumento de dureza registado nas soldaduras, relativamente ao metal base, observado na Figura 4.16, e a sua variação com as condições de soldadura, reportado nas figuras 4.17 e 4.21 é possível concluir que o aumento de dureza resultada de transformações metalúrgicas de origem térmica. Mais concretamente, durante as soldaduras de aços com baixo teor em carbono, devido aos ciclos térmicos de soldadura severos, ocorre a formação de estruturas fora de equilíbrio, tais como a ferrite acicular, que promovem o aumento de dureza relativamente ao material base (Sarkar *et al.*, 2014). Segundo os autores Bodnar e Hansen, 1994, quanto maior o tamanho de grão do material base e mais elevadas as temperaturas máximas, maior será o grão austenítico, o que conduz à diminuição da quantidade de ferrite poligonal e ao aumento da ferrite acicular. As conclusões destes autores, suportam os resultados das Figuras 4.18 e 4.20. Com efeito estas figuras mostram que materiais base com tamanho de grão superior e sujeitos a temperaturas máximas superiores, conduziram à obtenção de soldaduras com maior aumento de dureza.

5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

5.1. Conclusões

O estudo realizado nesta dissertação de mestrado destinou-se a avaliar as condições térmicas geradas em soldadura por TAFSW em função das características dos materiais base e dos parâmetros do processo. Realizou-se ainda uma análise das características mecânicas das soldaduras através de medições de durezas.

Através da análise dos ciclos térmicos de soldadura foi possível concluir que:

- Os parâmetros do processo, nomeadamente, a velocidade de rotação e o diâmetro da ferramenta, ambos apresentam uma importante influência na geração de calor. De facto, foi possível observar para cada diâmetro da ferramenta um patamar de temperatura máxima associado ao efeito da autorregulação. Esse patamar de temperatura máxima nunca é excedido, independentemente da velocidade de rotação, o que mostra uma maior influência do diâmetro da ferramenta do que da velocidade de rotação na temperatura máxima atingida durante o processo.
- As propriedades dos metais base influenciam a geração de calor. Apesar de não ter sido possível estabelecer qualquer relação entre o comportamento plástico dos materiais base e a geração de calor, observou-se que a temperatura máxima nas soldaduras varia com a composição química. Ou seja, os aços com maior percentagem de carbono, apresentaram temperaturas máximas mais elevadas durante a soldadura.
- O estado da superfície dos metais base influencia a geração de calor. Ou seja, para os aços revestidos (DX e DC), foi possível observar que a espessura do revestimento galvanizado tem uma elevada influência na temperatura máxima. Isto é, foram registadas temperaturas inferiores para os aços com uma maior espessura de revestimento. Para a

velocidade de rotação mais elevada (1500), devido às elevadas temperaturas atingidas durante a soldadura, deixa de se observar influência do revestimento na geração de calor.

- A velocidade de arrefecimento das soldaduras é condicionada pelas temperaturas máximas atingidas no processo.

Relativamente as propriedades mecânicas das soldaduras, foi possível concluir através de medições de dureza, que estas são condicionadas pelas temperaturas máximas geradas durante o processo de soldadura e pelo tamanho de grão do material base.

5.2. Sugestões e trabalhos futuros

Como sugestões de trabalhos futuros, recomenda-se:

- Análise da evolução de carga na ferramenta em função das mesmas variações estudadas neste trabalho;
- Análise da influência nos ciclos térmicos de outros parâmetros do processo TAFSW, tais como a profundidade de penetração, a velocidade de penetração e o tempo de permanência;
- Caracterização mais aprofundada das características mecânicas das soldaduras;
- Caracterização do comportamento mecânico dos aços DP600 e HC220.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Andrade, D. G. (2016). Ligação similar e dissimilar de componentes metálicos em estado sólido: uma análise de soldabilidade, Universidade de Coimbra, Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica na Especialidade de Tecnologia da Produção.
- Andrade DG, Leitão C, Rodrigues DM. (2018), Properties of lap welds in low carbon galvanized steel produced by tool assisted friction welding, *Journal of Materials Processing Tech.*
- Aota, K., & Ikeuchi, K. (2009). Development of friction stir spot welding using rotating tool without probe and its application to low-carbon steel plates. *Welding International*, 23(8), 572–580.
- ASTM, ASTM E112 – 13., (2013). Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.
- Baek, S.-W., Choi, D.-H., Lee, C.-Y., Ahn, B.-W., Yeon, Y.-M., Song, K., & Jung, S.-B. (2010). Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded Galvanized Steel. *Materials Transactions*, 51(5), 1044–1050.
- Bakavos, D., & Prangnell, P. B. (2009). Effect of reduced or zero pin length and anvil insulation on friction stir spot welding thin gauge 6111 automotive sheet. *Science and Technology of Welding and Joining*, 14(5), 443–456.
- Bakavos, D., Chen, Y., Babout, L., & Prangnell, P. (2011). Material interactions in a novel pinless tool approach to friction stir spot welding thin aluminum sheet. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 42(5), 1266–1282.
- Bodnar, R. L., & Hansen, S. S. (1994). Effects of austenite grain size and cooling rate on Widmanstätten ferrite formation in low-alloy steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 25(4), 665–675.
- 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), 1050–1056.
- De Leon, M., & Shin, H.-S., (2016). 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), 140–146.

- Fernandez, G. J., & Murr, L. E. (2004). Characterization of tool wear and weld optimization in the friction-stir welding of cast aluminum 359+20% SiC metal-matrix composite. *Materials Characterization*, 52(1), 65–75.
- Gibson, B. T., Lammlein, D. H., Prater, T. J., Longhurst, W. R., Cox, C. D., Ballun, M. C., ... Strauss, A. M. (2014). Friction stir welding: Process, automation, and control. *Journal of Manufacturing Processes*, 16(1), 56–73.
- Gonçalves, A. J. R. (2017). Análise das Condições Termomecânicas em Tool Assisted Friction Welding, Universidade de Coimbra, Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica na Especialidade de Tecnologia da Produção
- Leitão, C.M.A., (2013). Influence of Base Material Plastic Properties and Process Parameters on Friction Stir Weldability, Universidade de Coimbra, Tese de Doutoramento em Engenharia Mecânica na Especialidade de Tecnologia da Produção.
- Magalhães, V. M., Leitão, C., & Rodrigues, D. M. (2018). Friction stir welding industrialisation and research status. *Science and Technology of Welding and Joining*, 23(5), 400–409.
- 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*, 238, 73–80.
- Nelson, T. W., & Rose, S. A. (2016). Controlling hard zone formation in friction stir processed HSLA steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 231, 66–74.
- Pasha, A., Reddy, R., Laxminarayana, P., & Khan, I. A. (2014). Influence of process and tool parameters on friction stir welding-over view. *Int J App Eng Technol*, 4(3), 54-69.
- 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), 338–341.
- Rai, R., De, A., Bhadeshia, H. K. D. H., & DebRoy, T. (2011). Review: friction stir welding tools. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(4), 325–342.
- Sahlot, P., Jha, K., Dey, G. K., & Arora, A. (2017). Quantitative wear analysis of H13 steel tool during friction stir welding of Cu-0.8%Cr-0.1%Zr alloy. *Wear*, 378–379, 82–89.
- 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), 436–442.
- Thomas, W. M., Threadgill, P. L., & Nicholas, E. D. (1999). Feasibility of friction stir welding steel, *Science and Technology of Welding and Joining* 365–372.

- 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), 844–851.
- Leal, R. M., Leitão, C., Loureiro, A., Rodrigues, D. M., & Vilaça, P. (2008). Material flow in heterogeneous friction stir welding of thin aluminium sheets: Effect of shoulder geometry. *Materials Science and Engineering A*, 498(1–2), 384–391.
- Lienert, T. J., Stellwag, W. L., JR., Grimmer, B. B., & Warke, R. W. (2003). Friction Stir Welding Studies on Mild Steel, *The Welding Journal*, 1–9.
- Santella, M., Hovanski, Y., Frederick, A., Grant, G., & Dahl, M. (2010). Friction stir spot welding of DP780 carbon steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(4), 271–278.
- Santella, M., Hovanski, Y., & Pan, T. Y. (2012). Friction Stir Spot Welding (FSSW) of Advanced High Strength Steel (AHSS). *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 5(2):2012, doi:10.4271/2012-01-0480.