



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Análise comparativa de soldaduras obtidas em estado sólido e por fusão

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

Autor

Joana Filipa Santos Duarte

Orientador

Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues

Júri

Presidente	Professor Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra
Vogal	Professor Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão Investigador do CEMUC
Orientador	Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra

Colaboração Institucional



Centro tecnológico
AIMEN



Extramotion

Coimbra, Julho, 2015

Para cultivar a sabedoria, é preciso força interior. Sem crescimento interno, é difícil conquistar a autoconfiança e a coragem necessárias. Sem elas, nossa vida se complica. O impossível torna-se possível com a força de vontade.

Dalai Lama

Aos meus pais.

Agradecimentos

A realização desta tese representa o fim de uma etapa na minha vida. O trabalho por mim desenvolvido só foi possível graças ao apoio de algumas pessoas, às quais não posso deixar de prestar o meu reconhecimento e gratidão.

Á Professora Doutora Dulce Rodrigues, pela exigência, rigor e saber que transmitiu e principalmente pela paciência e disponibilidade.

Ao Doutor Carlos Leitão pela constante disponibilidade e paciência, pelo apoio laboratorial e partilha de conhecimento que em muito me ajudaram e pela sua enorme boa disposição.

Ao Mestre Tiago Aguiar por toda a ajuda ao longo da minha tese.

Aos meus colegas de laboratório pela entreaajuda.

Aos meus amigos que fiz durante o curso, por todo o apoio e amizade.

Aos meus pais por todo o amor, dedicação e apoio que me deram, pela educação que me inculiram e por serem os responsáveis por ter chegado onde cheguei. Sem eles nada disto teria sido possível.

Á minha família pela constante motivação e carinho.

Ao Diogo Godinho por ter sido a melhor companhia que alguém pode ter nesta cidade.

Ao Miguel por todas as alegrias.

A todos o meu sincero Obrigado.

Resumo

Nesta tese é realizada uma análise comparativa de soldaduras em juntas topo-a-topo em chapas de 1mm de espessura, em estado sólido, produzidas pelo processo *Friction Stir Welding* (FSW), e por fusão, produzidas pelo processo *Tungsten Inert Gas* (TIG). Os materiais base são três aços de baixo teor em carbono. Um aço macio tradicionalmente utilizado na indústria automóvel, o aço DC01, e dois aços galvanizados, tradicionalmente utilizados em construção metálica, o aço DX51 D+Z e o aço DX51D. As soldaduras TIG foram realizadas no aço DC01, utilizando corrente contínua e corrente pulsada. As soldaduras por FSW foram realizadas em ambos os metais base. Para os aços galvanizados foram testadas duas ferramentas com pinos de geometria cônica de diferentes dimensões.

A análise comparativa assentou na realização de inspeção visual e de testes de caracterização mecânica e microestrutural. Para a caracterização microestrutural foram preparadas amostras da secção transversal de todas as soldaduras para observação por microscopia ótica. A caracterização mecânica incluiu a realização de ensaios de dureza e de tração uniaxial. De modo a avaliar a resistência local, em tração, das diferentes zonas das soldaduras, a aquisição da deformação foi realizada recorrendo a técnicas de Correlação Digital de Imagem (DIC).

A inspeção visual revelou que todas as soldaduras estavam isentas de descontinuidades macroscópicas visíveis, ou seja, isentas de fendas, cavidades ou poros. Apesar disso, as soldaduras por fusão apresentaram deformações importantes junto ao cordão de soldadura, as quais podem ser classificadas como um fator de não-conformidade com vista à aplicação industrial das mesmas. Ao contrário do registado para as soldaduras TIG, as soldaduras em estado sólido não apresentaram deformações importantes. Este resultado está sem dúvida associado à menor quantidade de calor adicionado, durante a soldadura por FSW, e ainda, à utilização de mecanismos de fixação rígidos para o constrangimento dos metais base durante a operação de soldadura. Finalmente, é ainda importante referir que enquanto as soldaduras por fusão apresentavam um aumento de espessura significativo no cordão de soldadura, em resultado da utilização de metal de adição, as soldaduras por FSW apresentavam apenas uma ligeira diminuição de espessura em relação ao metal base adjacente.

Importantes diferenças entre as soldaduras por fusão e em estado sólido foram também registadas aquando da caracterização microestrutural. Com efeito, enquanto as soldaduras por fusão apresentavam uma estrutura de grão grosseiro, característico das estruturas de solidificação, e Zonas Termicamente Afetadas (ZTA) extensas, independentemente do tipo de corrente de soldadura utilizada, as soldaduras em estado sólido apresentavam uma estrutura de grão refinado, característico de estruturas recristalizadas, e ZTAs menos extensas do que as registadas nas soldaduras por fusão. Nas soldaduras em estado sólido, com os aços galvanizados, foi ainda registada a presença de alguma heterogeneidade microestrutural, na região do *nugget*, cuja origem não foi possível clarificar com recurso às técnicas de análise utilizadas no âmbito da tese.

Finalmente, os ensaios de dureza revelaram um importante aumento de resistência, nas soldaduras, em relação aos metais base, independentemente do procedimento de soldadura adotado. Em resultado deste aumento de resistência na região da soldadura, a eficiência mecânica em tração, de todas as ligações, foi de 100%, isto é, todas as ligações sofreram rotura no metal base para valores de deformação nulos na região da soldadura. Este tipo de comportamento foi registado tanto para as soldaduras por fusão, que apresentavam um importante aumento de espessura na zona fundida (ZF), como para as soldaduras em estado sólido, que apresentavam uma ligeira diminuição de espessura na zona termomecanicamente afetada (ZTMA).

Palavras-chave: *Friction stir welding*, TIG, Aço galvanizado, Aço macio.

Abstract

In this dissertation, a comparative analysis of “butt-joint” welds in 1mm thick sheets is performed. These were produced in solid state, by Friction Stir Welding (FSW), and by fusion, using the Tungsten Inert Gas (TIG) process. All base materials are three low-carbon steels. A mild steel, traditionally used in the automotive industry, DC01, and two galvanized steels, traditionally used in mechanical construction, DX51 D+Z and DX51D. The TIG welds were performed in the DC01, using continuous current and pulsated current. The FSW welds were performed in both base metals. For the galvanized steels, two tools with different dimensions and conical geometry were tested.

The comparative analysis was executed by visual inspection and mechanical and microstructural characterization tests. For the microstructural comparison, several samples from the transversal section of all the welds were prepared in order to be observed by optical microscopy. The mechanical characterization included hardness and uniaxial tensile tests. In order to evaluate the local resistance, of the different welding zones, the strain acquisition was performed by resorting to Digital Image Correlation (DIC) techniques.

The visual inspection revealed that all welds were absent of visible macroscopic discontinuities, i.e., without cracks, cavities or pores. Although, the fusion welds presented considerable deformation near the weld bead, which can be classified as a non-conformity factor when considering industrial applications. Unlike the results of the TIG welding process, the solid state welds did not present considerable deformation. This results is, without doubt, related to the lesser amount of added heat, during the FSW welding, and to the usage of rigid fixing mechanisms to lock the base metals during the welding operation. Finally, it is also important to note that, while the fusion welds presented a significant increase of thickness in the bead, due to the addition metal, the FSW welds presented only a slight decrease of thickness when compared to the adjacent base metal.

Important differences between the fusion and solid state welds were also detected when performing the microstructural characterization. In particular, while the fusion welds presented a coarse grain, characteristic of the solidification structures and extended thermally affected zones (TAZ), independently of the type of current used the solid state welds presented a refined grain, characteristic of recrystallized structures and smaller TAZs

than the ones from the fusion welds. Also in the solid state welds, with the galvanized steels, some microstructural heterogeneity was also detected, in the nugget region, whose origin was not possible to identify by the analysis techniques in this dissertation.

Finally, the hardness tests revealed an increase in mechanical resistance, in the welds, comparing to the base metals, independently of the adopted welding process. In result of this increase, the mechanical efficiency in traction, of all the welds, was 100%, i.e., all connections suffered rupture in the base material for null deformation values in the welding zone. This behaviour was detected for the fusion welds, which presented a considerable increase in the thickness in the fusion zone (FZ), and for the solid state welds, which in turn presented a slight decrease in thickness in the thermo-mechanically affected zone (TMAZ).

Keywords Friction stir welding, TIG, Mild steel, Galvanized steel.

Índice

Índice de Figuras	xi
Índice de Tabelas	xiv
Simbologia e Siglas	xv
Simbologia.....	xv
Siglas	xvi
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. Revisão Bibliográfica	3
2.1. Soldadura por fusão – Soldadura TIG	3
2.1.1. Princípio do processo	3
2.1.2. Parâmetros do processo	4
2.1.3. Caracterização microestrutural das soldaduras	7
2.1.4. Defeitos de soldadura em chapas topo-a-topo	9
2.1. Soldadura em estado sólido – FSW	11
2.1.1. Descrição do processo	13
2.1.2. Escoamento do material.....	15
2.1.3. Parâmetros do processo	15
2.1.4. Caracterização microestrutural da soldadura por FSW	16
2.1.5. Defeitos em juntas topo-a-topo.....	18
3. Procedimento experimental	21
3.1. Material Base	21
3.2. Soldaduras.....	22
3.3. Análise metalográfica	22
3.4. Caracterização Mecânica	23
3.4.1. Ensaio de dureza.....	23
3.4.2. Ensaio de tracção	24
4. Análise de resultados	25
4.1. Análise Metalográfica.....	25
4.1.1. Inspeção Visual	25
4.1.2. Análise Microscópica	26
4.1.3. Soldadura FSW_DX1_CN8	29
4.2. Caracterização Mecânica	39
4.2.1. Ensaio de dureza	39
4.2.2. Ensaio de tração	42
5. Conclusões.....	49
6. Perspetivas de trabalhos futuros	51
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	53
ANEXO A	57
ANEXO B	59

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 – a) Esquema do arco elétrico sobre o material base (Adaptado de[8]); b) Representação esquemática do processo TIG[6].....	4
Figura 2 – Geometria do cordão de soldadura.....	4
Figura 3 – Características do tipo de corrente[13].	6
Figura 4 – Influência da intensidade e voltagem de corrente na geometria do cordão[17]...	6
Figura 5 – Representação esquemática das sub-zonas da ZTA e diagrama de equilíbrio para aços.	8
Figura 6 – Microestruturas de aços arrefecidos lentamente (a) aço com 0,45%C; (b) Aço com 0,8%C. Ampliação 500x[1].....	8
Figura 7 – Microestrutura em três zonas da ZTA[19].....	9
Figura 8 – Porosidades na zona fundida.....	10
Figura 9 – Fissuras na solidificação	10
Figura 10 – Fissura devido ao grão grosseiro[57]	10
Figura 11 – Fissuras induzidas pelo hidrogénio. Ataque: <i>Nital</i> . 100X [1].....	11
Figura 12 – Fissuras de corrosão sob tensão de um aço inoxidável[1]	11
Figura 13 – Defeitos na penetração do cordão.	11
Figura 14 – Configurações de juntas para o processo FSW[23].	12
Figura 15 – Movimento de rotação e translação da ferramenta[58].....	12
Figura 16 – Diferentes geometria de ferramentas (Adaptada de [3])......	13
Figura 17 – Representação esquemática do processo FSW em juntas topo-a-topo [4].)	14
Figura 18 – Soldadura em FSW com orifício de saída da ferramenta (Adaptado de[3]). ...	15
Figura 19 – Linhas de fluxo de material, horizontais [39].	15
Figura 20 – a) Parâmetros estáticos; b) Parâmetros dinâmicos [28].	16
Figura 21 – Microestrutura de um aço macio[42]; A - Topo do <i>nugget</i> ; B - região central do <i>nugget</i> ; C - parte inferior do <i>nugget</i> ; D - <i>Swirl zone</i> ; E- ZTMA; F- grão grosseiro da ZTA; G – Grão fino da ZTA.....	17
Figura 22 – Grão fino e grão grosseiro na ZTA[42].....	17
Figura 23 – Defeito de junta típico causado por excesso de calor (adaptado de [43])......	18
Figura 24 – Macroestrutura com defeito do tipo <i>groove</i> [44].	18
Figura 25 – Defeito do tipo cavidades[38].	19
Figura 26 – Linha de óxidos na zona de mistura[45].	19

Figura 27 – Materiais base.	21
Figura 28 – Esquema da linha de medição de dureza.	24
Figura 29 – Esquema das dimensões utilizadas nos provetes de a) material base, b) de soldadura.	24
Figura 30 – Secções transversais das soldaduras.	27
Figura 31 – a) secção transversal da soldadura FSW_DC_CN8; b) Interface da soldadura; c) Mancha escura na amostra; d) transição do material base para o <i>nugget</i>	28
Figura 32 – Resultado da análise SEM.	29
Figura 33 – Espectro EDX de partículas existentes na mancha preta.	29
Figura 34 – a) Soldadura FSW_DX_CN8; b) Defeito na soldadura; c) Transição entre MB e <i>nugget</i>	30
Figura 35 – Binário para as soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DC_CN8.	31
Figura 36 – a) <i>Nugget</i> da soldadura FSW_DX_CN6; b) Defeito na soldadura; c) Zona de transição entre o material base e o <i>nugget</i> ; d). Grão da zona do <i>nugget</i>	33
Figura 37 – Binário para as soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DX2_CN6.	34
Figura 38 – Penetração do pino para as soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DX2_CN6.	35
Figura 39 – Soldadura TIG_DC_CC.	35
Figura 40 – a) Soldadura TIG_DC_CP; b) TIG_DC_CC.	36
Figura 41 – ZTA para a soldadura TIG_DC_CP.	36
Figura 42– Bainite a) TIG_DC_CC; b) TIG_DC_CP.	37
Figura 43 – Microestrutura da soldadura TIG_DC_CC.	37
Figura 44 – a) zona fundida da soldadura FSW_DC_CC; b) Zona termicamente afetada TIG_DC_CC.	38
Figura 45 – Gráficos dos perfis de dureza para as cinco soldaduras.	41
Figura 46 – Esquema das zonas de medição da Tensão real/deformação real.	42
Figura 47 – Gráfico Força/Deslocamento para as três amostras com o aço DC.	43
Figura 48 – Gráfico da curva Tensão/Deformação para a amostra TIG_DC_CP.	43
Figura 49 – Gráfico da curva Tensão/Deformação para a amostra TIG_DC_CC.	44
Figura 50 – Gráfico da curva Tensão/Deformação para a amostra FSW_DC_CN8.	44
Figura 51 – Mapa de distribuição da deformação e respetiva deformação da amostra TIG_DC_CP.	44
Figura 52 – Mapa de distribuição da deformação e respetiva deformação da amostra TIG_DC_CC.	44
Figura 53 – Mapa de distribuição da deformação e respetiva deformação da amostra FSW_DC_CN8.	45

Figura 54 – Gráfico da curva Força/Deslocamento para a amostra FSW_DX1_CN8.....	45
Figura 55 – Gráfico da Curva Tensão/Deformação para a amostra FSW_DX1_CN8.....	46
Figura 56 – Mapa de distribuição de deformação e respetiva deformação da amostra FSW_DX1_CN8.	46
Figura 57 – Gráfico da curva Força/Deslocamento para a soldadura FSW_DX2_CN6.	47
Figura 58 – Gráfico da curva Tensão/Deformação para a soldadura FSW_DX2_CN6.....	47
Figura 59 – Mapa de distribuição da deformação e respetiva deformação para a soldadura FSW_DX2_CN6	47
Figura 60 – Geometria da ferramenta CN6.	57
Figura 61 – Geometria da ferramenta CN8.	57
Figura 62 – a) Material base DX1; b) Material base DX2.	59
Figura 63 – a) Material base DC e b) material base DX1.	59

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 Composição dos materiais de base	21
Tabela 2 Parâmetros de soldadura FSW	22
Tabela 3 Parâmetros de soldadura TIG	22
Tabela 4 - Composição química do reagente <i>Nital 2%</i> [50]	23

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

A_0 – Área de contato (Equação da potência específica) [m^2];

P_{esp} – Potência Específica (Equação da potência específica) [W/m^2];

η – Rendimento da fonte Térmica ;

V – Diferença de Potencial (Equação da potência específica) [V];

I – Intensidade de corrente (Equação da potência específica) [A];

D_p – Diâmetro do pino [mm];

D_s – Diâmetro da base [mm];

L_p – Comprimento do pino [mm];

α_s – Ângulo de inclinação [$^\circ$];

ω – Velocidade de rotação [RPM];

v – Velocidade de avanço [mm/min];

F_z – Força axial [N];

Δp – Penetração do pino [mm];

t – Espessura [mm];

H – Dureza (Equação de Hall-Petch) [HV];

H_0 – Constante (Equação de Hall-Petch);

d – Tamanho de grão (Equação de Hall Petch) [nm];

k_h – Constante (Equação de Hall-Petch);

μ – Coeficiente de atrito (Equação do calor gerado na soldadura FSW);

p – Força Axial (Equação do calor gerado na soldadura FSW) [kN];

R_s – Raio da base da ferramenta (equação de calor gerado) [m];

η – Eficiência do processo (Equação do calor gerado na soldadura FSW).

Siglas

AS – Advancing side

CEMUC – Centro de Engenharia Mecânica da Universidade de Coimbra

DIC – Digital Image Correlation

FCTUC – Faculdade de Ciências e Tecnologias da Universidade de Coimbra

FSW – Friction Stir Welding

FW – friction welding

MB – Material base

MIG – Metal inert Gas

RS –Retreating side.

TIG – Tungsten Inert Gas

TWI – The welding institute

ZTA – Zona termicamente afetada

ZTMA – Zona Termo-Mecanicamente Afetada

ZF – Zona fundida

1. INTRODUÇÃO

A ligação de metais por soldadura tem como objetivo unir materiais similares, ou não, de forma permanente e a uma escala molecular, em que se pretende pelo menos propriedades mecânicas idênticas às do MB[1]. Quando os átomos que estão na extremidade de um determinado metal atingem uma distância suficientemente pequena para que haja interação atômica entre os átomos da extremidade de outro metal, dá-se a união destes dois[1].

Esta necessidade de unir materiais surgiu com o nascimento do Homem, que desde os seus primórdios construiu instrumentos primitivos primordiais à sua sobrevivência. Inicialmente utilizando soldadura por forjamento e alguns séculos mais tarde por fusão e em estado sólido.

Os dois processos de soldadura que foram alvo de estudo no decorrer da presente tese são: soldadura TIG (*Tungsten Inert Gas*) e soldadura por *Friction Stir welding* (FSW).

A soldadura TIG apareceu em 1940, tendo sido patenteada por C.L. Coffin. É um processo caracterizado pelas elevadas temperaturas geradas a partir da passagem de corrente elétrica por um eletrodo de tungsténio que levam à fusão dos materiais. Mais tarde, em 1991, com o desenvolvimento das tecnologias de soldadura, surge o processo FSW patenteado pelo instituto de soldadura TWI[2], que tem vindo a ganhar destaque na indústria, essencialmente pela qualidade da soldadura obtida. Trata-se de uma soldadura no estado sólido na qual se utiliza uma ferramenta rotativa não consumível, que devido à sua elevada velocidade de rotação gera atrito entre esta e os materiais a unir, promovendo o aquecimento e levando ao amaciamento dos materiais, fazendo com que haja uma mistura e por fim uma ligação sólida e coesa[3][4].

Comparativamente, ambos os processos apresentam vantagens e desvantagens. O processo TIG, tem como grande vantagem a facilidade de atingir a resistência mecânica do material base ou até mesmo excede-la. Outra vantagem é a grande gama de materiais soldáveis, bem como da grande aplicabilidade do processo[5]. As maiores desvantagens residem na distorção e nas tensões residuais induzidas no material, na necessidade de pessoal qualificado e na baixa produtividade do processo. Por outro lado, a soldadura por FSW possibilita a eliminação deste tipo de defeitos.

Para o presente estudo, foram realizadas soldaduras por FSW no centro tecnológico AIMEN e soldaduras pelo processo TIG na empresa EXTRAMOTION, ambas com configuração topo-a-topo de chapas finas similares de três tipos de aço. O aço DC é um aço macio, utilizado para estampagem. Os aços DX51D+Z e DX51D são aços galvanizados com revestimento em zinco Z200 com diferentes teores de Carbono e restantes elementos de liga e são muito utilizado em construção metálica. Este estudo consistiu numa análise comparativa das soldaduras, variando alguns parâmetros nos processos das mesmas. Para avaliar e comparar a qualidade das soldaduras foram realizadas análises metalográficas, ensaios de dureza e ensaios de tração, sendo que para uma das soldaduras realizaram-se também ensaios SEM e EDX.

Este trabalho está dividido em seis capítulos. No primeiro capítulo é feito um enquadramento e introdução ao tema abordado ao longo da tese. O estado de arte é exposto no segundo capítulo onde os dois processos são descritos. Neste capítulo faz-se também uma introdução a algumas noções fundamentais para compreender os resultados obtidos. No terceiro capítulo é realizada uma descrição dos materiais de base, procedimentos executados e equipamentos utilizados para realização de ensaios. No quarto capítulo são expostos e analisados os resultados obtidos nos ensaios que foram realizados: metalografias, ensaios de tração e ensaios de microdurezas. No quinto capítulo são apresentadas as conclusões e no sexto e último capítulo são indicadas algumas sugestões para futuros trabalhos.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Soldadura por fusão – Soldadura TIG

Devido ao grande número de processos de soldadura por fusão, estes encontram-se divididos em subgrupos de acordo com o tipo de energia utilizada para fundir as peças[1]. O processo que será descrito ao longo deste capítulo é o processo de soldadura TIG (*Tungsten Inert Gas*). Este processo utiliza um arco elétrico como fonte de calor, numa atmosfera protetora inerte, para proceder á fusão do material base e em alguns casos, do material de adição[6].

O processo TIG, dentro dos processos de soldadura por fusão, é um dos processos mais amplamente utilizados devido à qualidade da soldadura obtida[7]. Não obstante, a qualidade das soldaduras obtidas, depende de uma adequada escolha dos parâmetros envolvidos.

2.1.1. Princípio do processo

2.1.1.1. Física do arco elétrico

Na Figura 1 mostra-se esquematicamente um arco elétrico. No processo TIG, utiliza-se como fonte de calor, um arco elétrico gerado pela passagem de corrente elétrica, através de um meio gasoso situado entre o cátodo (elétrodo negativo) e o ânodo (elétrodo positivo), que transfere energia através do movimento de eletrões para área de contato. O arco elétrico produzido transforma a energia elétrica em energia calorífica, que provoca o aquecimento do material base até à sua fusão. É muito utilizado porque é um meio prático de gerar a energia necessária à soldadura.

Para uma soldadura corretamente executada, a fonte deve fornecer energia a uma taxa suficientemente elevada. A potência específica (expressa em W/m^2) envolvida no processo é dada por:

$$P_{esp} = \frac{\eta \cdot V \cdot I}{A_0} \quad (1)$$

onde η é o rendimento da fonte térmica, V a diferença de potencial da fonte, I a intensidade de corrente e A_0 a área de contato. Para uma soldadura eficaz, a potência do arco elétrico deverá situar-se entre 10^6 e 10^{13} W/m^2 . Abaixo do valor mínimo a fonte não consegue

produzir energia suficiente para conduzir à fusão do material base. Acima desse valor o material vaporiza ainda antes de fundir. Estes limites são valores aproximados pois existem vários fatores condicionantes no que respeita ao metal base, tais como: dimensões, espessura, forma, temperatura inicial e condutividade térmica[8].

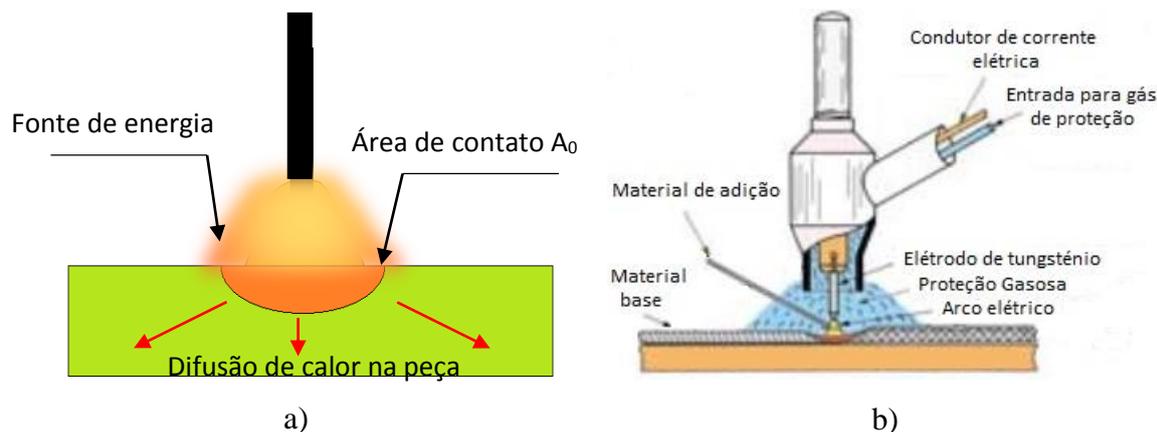


Figura 1 – a) Esquema do arco elétrico sobre o material base (Adaptado de[8]); b) Representação esquemática do processo TIG[6].

2.1.1.2. Características do processo

O processo de soldadura TIG, apresenta como particularidade, o facto do elédrodo de tungstênio não ser consumível. Este tem como única função conduzir a corrente elétrica até à formação do arco. Como se pode ver na Figura 1 b), quando se utiliza metal de adição, este é inserido dentro do arco elétrico de modo a ser afetado pelo mesmo, por forma a fundir e depositar-se na junta a soldar.

O arco elétrico para além de fundir os materiais, tem também como pressuposto efetuar a limpeza da superfície do banho de fusão.

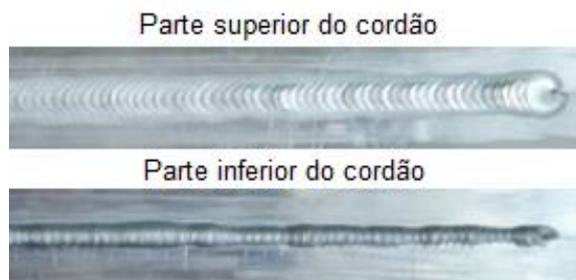


Figura 2 – Geometria do cordão de soldadura.

Com o decorrer do processo, forma-se o cordão de soldadura (Figura 2)

2.1.2. Parâmetros do processo

O processo de soldadura TIG tem como variáveis o tipo de elédrodo, intensidade e tipo de corrente, gás de proteção, material de adição e velocidade de soldadura quando realizado em modo automático[9].

Alguns autores referem o tipo e preparação de junta dos materiais a unir como um parâmetro[10], no entanto para chapas finas não existe preparação de junta em chapas topo-a-topo.

2.1.2.1. Tipo de eletrodo

Os eletrodos utilizados para o processo variam quanto ao diâmetro, à composição e ao ângulo de vértice da extremidade.

O eletrodo normalmente não é constituído por tungsténio puro, possui adições de alguns materiais como Zircónio, Tório, Lantânio ou Cério. Para distinguir essa composição, estes apresentam uma determinada cor numa extremidade, que se encontra estabelecida de acordo com a norma ISO6848:2004 [11]. A escolha da cor do eletrodo está relacionada com os materiais a soldar

O diâmetro dos eletrodos é função da intensidade da corrente a utilizar no processo. Quanto maior a intensidade de corrente a aplicar no processo, maior terá de ser o diâmetro do eletrodo.

O ângulo de vértice tem ação direta sobre a pressão do arco e a geometria do cordão de soldadura. Quanto maior o ângulo de vértice, menor a pressão. Torna-se mais importante quando se pretendem soldar materiais de espessuras elevadas.

Quanto á geometria do cordão, o ângulo torna-se mais influente para intensidades de corrente muito pequenas e o seu efeito está relacionado com a espessura dos materiais[9].

2.1.2.2. Tipo de corrente

O tipo de corrente está diretamente ligado à forma do cordão, à velocidade de soldadura e à qualidade final da soldadura [12]. A corrente pode ser contínua (DC) ou alternada (AC) dependendo fortemente do material base a ligar. Dentro da corrente contínua, esta pode ainda ter polaridade direta ou inversa. Quando existe polaridade direta os eletrões movem-se do eletrodo (cátodo) para o metal a soldar e os catiões fazem o percurso inverso. Quando o eletrodo tem polaridade positiva (ânodo) o movimento dos eletrões faz-se no sentido inverso, neste caso a polaridade é inversa [13]. A influência do tipo de corrente está descrita na Figura 3.

Na maioria dos processos é aplicada corrente contínua com polaridade direta pois produz uma maior penetração na soldadura. [12]. Para além disso, polaridade inversa produz uma maior degradação do eletrodo devido ao seu rápido aquecimento. No caso de corrente

alternada deixa de fazer sentido falar de polaridade. Durante um ciclo completo verifica-se que metade do ciclo o elétrodo funciona como cátodo e a outra metade como ânodo.

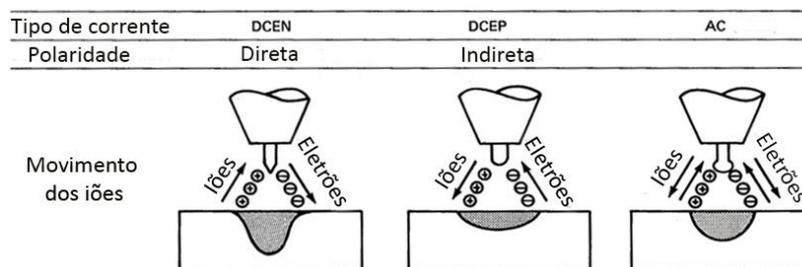


Figura 3 – Características do tipo de corrente[13].

A corrente alternada é hoje em dia cada vez mais utilizada, pois promove uma limpeza catódica e uma maior profundidade de penetração. A ação de limpeza é melhorada na metade do ciclo em que o elétrodo funciona como ânodo. O aumento de penetração verifica-se quando o elétrodo funciona como cátodo.[14]

Uma vertente da corrente alternada é a corrente pulsada. A corrente varia entre um nível de base e um nível de pico. A corrente de pico é superior à intensidade utilizada em CC e a intensidade de base tem um valor muito pequeno apenas para evitar a extinção do arco. A corrente pulsada permite a existência de um cordão descontínuo, formado por uma série de pontos, e tem como vantagens permitir alterações durante o processo como por exemplo posicionamento das peças e geometria da junta [14].

2.1.2.3. Intensidade de corrente

A intensidade de corrente influencia a geometria final do cordão de soldadura. Este parâmetro determina a temperatura do arco e deste modo, a facilidade de fundir o material base. Tem portanto um efeito sobre a zona termicamente afetada (ZTA)[15]. Quanto maior for a intensidade da corrente maior será o calor envolvido no processo, e maior será a zona termicamente afetada [16]. Na Figura 4 verifica-se a influência da intensidade e voltagem, na geometria do cordão de soldadura.

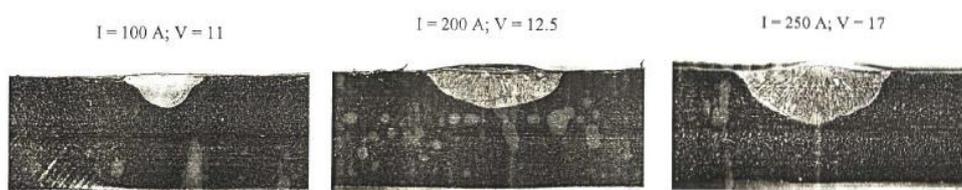


Figura 4 – Influência da intensidade e voltagem de corrente na geometria do cordão[17].

2.1.2.4. Gás de proteção

A utilização do gás de proteção é efetuada com o objetivo de prevenir contaminação atmosférica do material fundido por Oxigénio e Azoto, evitando assim porosidades e fissuras na soldadura. Além disso, tem uma forte influência na estabilidade do arco elétrico.[14]

Os gases de proteção mais comuns são: Árgon, Hélio, misturas de Árgon e Hélio e pequenas percentagens de Hidrogénio misturado com Árgon. O gás de proteção é escolhido de acordo com o material a soldar[12]. Para o caso de aços ao Carbono e aços inoxidáveis, para espessuras inferiores a 3,2 mm o gás utilizado é o Árgon[6].

O débito do gás de proteção é função da intensidade de corrente. Quanto maior a intensidade maior o débito de gás a aplicar. [15]

2.1.2.5. Material de adição

Normalmente a composição do material de adição é ajustada de modo a igualar as características do material base[9]. O material de adição pode ou não ser utilizado. Para espessuras pequenas (iguais ou inferiores a 2 mm) torna-se desnecessária a sua utilização.[14]

2.1.3. Caracterização microestrutural das soldaduras

Durante a realização de uma soldadura, devido às elevadas temperaturas, o material base fica sujeito a um ciclo térmico. Nestas condições, verificam-se alterações na microestrutura em relação ao material original. As soldaduras apresentam três zonas distintas: Zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e material base (MB) que não sofre qualquer influência térmica[1, 15].

A **zona fundida** é formada pelo material base e pelo metal de adição (quando utilizado), cuja mistura ocorre no estado líquido, no banho de fusão, quando a temperatura do processo é superior à temperatura de fusão do material. Para o caso dos aços com um teor de carbono de 0,15%, quando a temperatura do processo ultrapassa os 723°C este começa a transforma-se em austenite, como se pode ver pelo gráfico da Figura 5. Quando o material começa a arrefecer constata-se uma solidificação heterógena com o crescimento epitaxial do grão. É no arrefecimento que ocorrem transformações estruturais que são função do tamanho de grão austenítico, composição química e velocidade de arrefecimento[1]. A composição química desta zona é função da composição do material base e do metal de adição. No entanto, as proporções de cada material dependem da diluição e das reações que ocorrem nesta zona. Algumas das estruturas que se podem encontrar em aços C-Mn (aço em estudo)

são: ferrite, perlite, bainite superior, bainite inferior e martensite. Arivazhagan, B. et al [18]encontraram estruturas martensíticas após temperaturas de 1050°C.

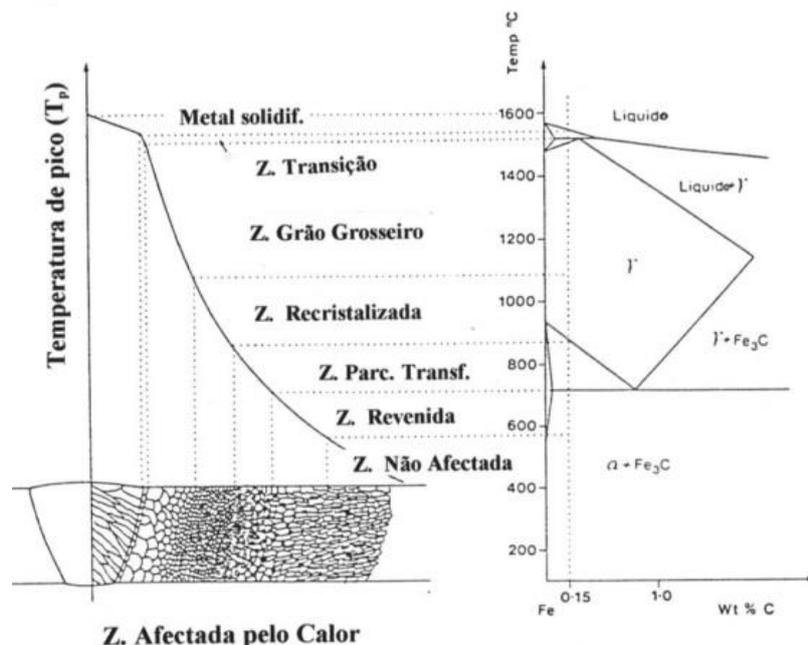


Figura 5 – Representação esquemática das sub-zonas da ZTA e diagrama de equilíbrio para aços.

Na Figura 6 estão representadas as microestruturas de dois aços com diferentes teores de carbono, um com 0,45%C e outro com 0,8%C, ambos arrefecidos nas mesmas condições. A estrutura final obtida foi diferente. Para o aço com 0,45%C verifica-se uma microestrutura constituída por ferrite e perlite que são as zonas claras e escuras respetivamente, para o aço com 0,8%C verifica-se uma estrutura essencialmente constituída por perlite.

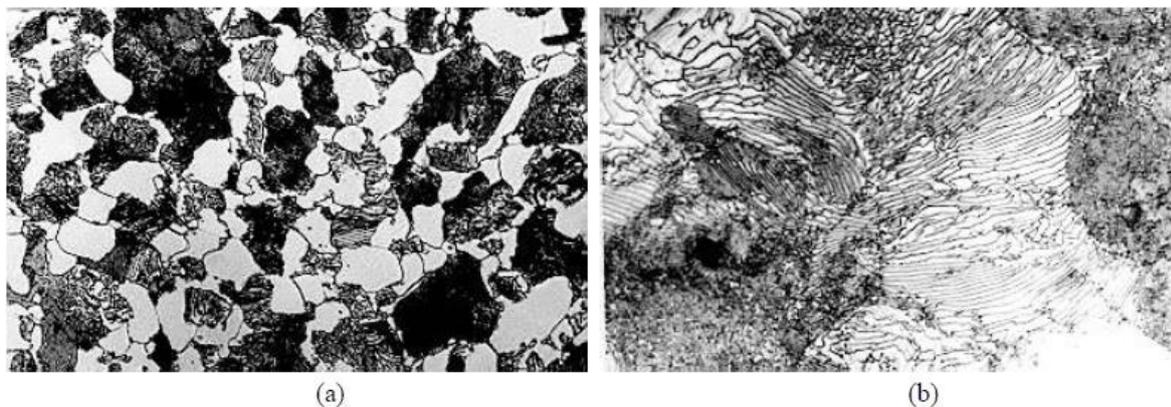


Figura 6 – Microestruturas de aços arrefecidos lentamente (a) aço com 0,45%C; (b) Aço com 0,8%C. Ampliação 500x[1].

A **zona termicamente afetada** é a porção de material que, de alguma forma, foi afetada pelo calor gerado no decorrer da soldadura e foi transferido por condução através dos elementos soldados. Dentro da zona termicamente afetada verificam-se várias subzonas como se pode ver na Figura 5. Esta classificação pode variar consoante o autor, no entanto é baseada no diagrama de equilíbrio Fe-C representado no lado direito da Figura 5. Na Figura 7 apresenta-se a microestrutura de um aço, obtida por Jaehong Yoo et al [19] para a zona termicamente afetada com diferentes tipos de grão, em que as temperaturas de pico foram 1350, 1000 e 600 °C para as zonas (a), (b) e (c) respetivamente. A figura mostra uma zona de grão grosseiro (a), uma zona de grão fino (b) e grão na zona subcrítica, que é uma zona em que o grão não sofre praticamente alterações.

Na prática é impossível delimitar exatamente a fronteira de cada uma destas zonas pois o que se observa é um gradiente contínuo de microestruturas, entre a zona fundida e o material base.

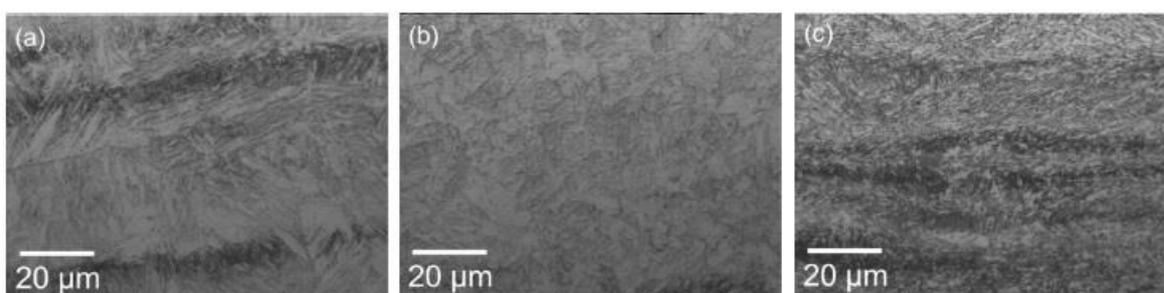


Figura 7 – Microestrutura em três zonas da ZTA[19].

A **zona do material base** não é influenciada pela temperatura, como tal, as propriedades mecânicas e metalúrgicas do material permanecem inalteradas.

2.1.4. Defeitos de soldadura em chapas topo-a-topo

A forma e dimensão do banho de fusão, associado ao tamanho da ZTA, podem levar à formação de defeitos, tensões residuais ou distorção. Estes defeitos podem ocorrer na ZTA ou na ZF e são essencialmente de dois tipos: porosidades ou fissuras. Podem também acontecer mordeduras e falta de penetração.

Os problemas de fissuração podem ter diversas origens: fissuração na solidificação, fissuração de reaquecimento, fissuração induzida por hidrogénio, fissuração por corrosão e falta de penetração [5,20].

2.1.4.1. Porosidades

Porosidades consistem em bolhas de gás retidas no interior do metal fundido (Figura 8). A formação das bolhas pode dever-se a uma insuficiente proteção do material fundido, humidade das peças ou reações químicas no metal fundido.

Este defeito pode atuar como iniciador de fenda, levando à fratura frágil do metal ou potenciar a rotura por fadiga. Este defeito é bastante comum em aços galvanizados[16].



Figura 8 – Porosidades na zona fundida.

2.1.4.2. Fissuração na solidificação



Figura 9 – Fissuras na solidificação

Este tipo de defeito, representado na Figura 9, caracteriza-se pelo aparecimento de uma fenda na zona fundida que se forma durante a realização da soldadura, é influenciado por fatores como: compostos com baixo ponto de fusão e geometria da soldadura (estreitas e profundas)[5]

A existência de tensões de tração, aumentam a tendência para ocorrer este tipo de defeitos.

2.1.4.3. Fissuração de reaquecimento

Este tipo de fissuras, representado na Figura 10 ocorre no reaquecimento das soldaduras durante o tratamento térmico ou quando as soldaduras são solicitadas em serviço a alta temperatura (500-600°C)[21]. Na maioria dos casos estas fissuras ocorrem numa zona onde existe uma concentração de tensões, que pode ser na ZF ou na ZTA. Geralmente é nas fronteiras de grão grosseiro que se dá a propagação das fissuras[1,18].

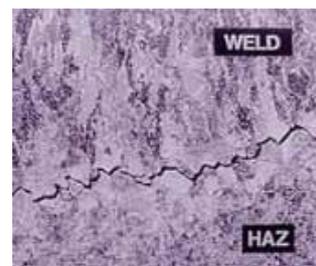


Figura 10 – Fissura devido ao grão grosseiro[1]

2.1.4.4. Fissuração induzida pelo hidrogénio

Este tipo de fissuração pode também ser chamado fissuração a frio (*cold cracking*). É considerado um dos maiores problemas de soldadura dos aços estruturais. Pode ocorrer tanto na ZTA como na ZF.

É condicionado por fatores como: presença de estruturas duras e frágeis (devido à composição química ou a velocidades de arrefecimento elevadas), presença de hidrogénio proveniente das peças ou dos elétrodos e tensões de tração resultantes da própria soldadura. Este fenómeno ocorre para temperaturas inferiores a 300°C e podem aparecer até 72h após a realização da soldadura.[1]



Figura 11 – Fissuras induzidas pelo hidrogénio. Ataque: *Nital*. 100X [1]

2.1.4.5. Fissuração por corrosão

Verifica-se este tipo de fissuras (Figura 12) em materiais que estão expostos a ambientes corrosivos. Este problema não é específico de juntas soldadas, no entanto, é potenciado pela presença de tensões residuais. Além disso, as reações que ocorrem podem tornar o material mais suscetível de sofrer corrosão. O procedimento mais comum para evitar a formação deste fenómeno é um tratamento térmico de alívio de tensões. [1]

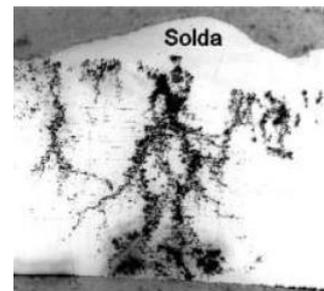


Figura 12 – Fissuras de corrosão sob tensão de um aço inoxidável[1]

2.1.4.6. Falta de penetração

Para os casos de soldadura TIG (bem como dos restantes processos de soldadura por arco elétrico) a falta de penetração do cordão, como se pode ver na Figura 13, é causada por má seleção da preparação de junta, soldaduras desalinhas, procedimento não adequado ou má escolha dos parâmetros. Uma das principais consequências são a rutura por fadiga. As fissuras por fadiga propagam-se lentamente até atingirem um tamanho crítico que acaba por originar a rutura[1].

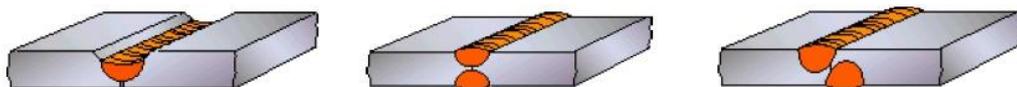


Figura 13 – Defeitos na penetração do cordão.

2.1. Soldadura em estado sólido – FSW

O processo de soldadura por FSW, apresenta muitas diferenças em relação ao processo TIG. No processo FSW, uma ferramenta, descreve simultaneamente um movimento linear e rotacional ao longo da junta a soldar, como se mostra na Figura 15. Esta ferramenta tem duas funções: aquecer os materiais a soldar e promover a sua mistura[23]. O processo apresenta uma grande versatilidade e baixo estrangimento no que concerne à

configuração de junta. Na Figura 14 estão representadas esquematicamente algumas das configurações possíveis.

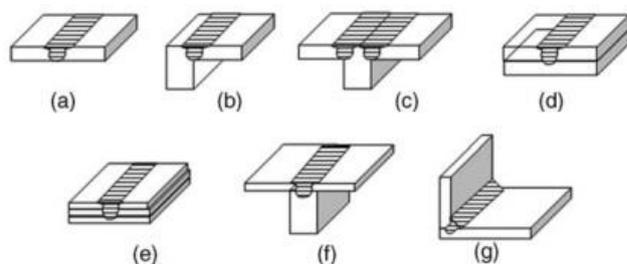


Figura 14 – Configurações de juntas para o processo FSW[23].

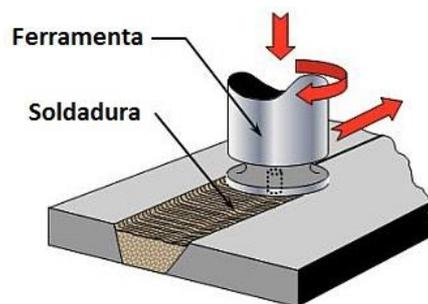


Figura 15 – Movimento de rotação e translação da ferramenta[57].

O desenvolvimento desta técnica focou-se em grande parte nas ligas de alumínio devido aos problemas motivados pela soldadura por fusão, consequência de um elevado coeficiente de expansão térmica, elevada condutividade térmica e elétrica, baixo ponto de fusão e elevada afinidade com o oxigênio e hidrogênio [24,25,26]. Defeitos como fissuras na solidificação e porosidades são eliminados devido à natureza do processo FSW (estado sólido). Desta forma torna-se possível soldar todas as ligas de alumínio, incluindo aquelas em que o mesmo não se verificaria através de soldadura por fusão [27]. Para além da eliminação destes defeitos, o processo apresenta diversas vantagens relativamente aos processos de fusão: aumento da resistência mecânica das soldaduras, diminuição das tensões residuais na zona fundida, diminuição da distorção, maior resistência à fadiga, menor energia envolvida no processo e maior rapidez no processo, pois não é necessário fazer preparação de juntas[27,28,29] entre outras.

Como referido anteriormente, o processo de soldadura por FSW é largamente aplicado a ligas de alumínio na indústria, como é o caso da indústria aeroespacial e indústria aeronáutica [30]. No entanto, dadas as excelentes propriedades mecânicas e estruturais das soldaduras obtidas, este processo tem sido aplicado na ligação de outros materiais, como por exemplo o aço, para a indústria aeronáutica [31], indústrias automóvel e ferroviária e construção de condutas [32]. Com o decorrer dos anos, muitos avanços têm sido feitos na tecnologia FSW, contudo, no que toca a chapas com espessura reduzida (inferior a 1mm) esta técnica encontra-se praticamente inexplorada. Supõe-se que um dos principais motivos esteja relacionado com a dificuldade em ajustar os parâmetros de soldadura, como é o caso da geometria da ferramenta, dimensões da ferramenta, posicionamento da ferramenta e ainda

força axial a aplicar no processo [33]. De facto, a quantidade de material movido pela ferramenta é muito pequena de tal forma que se torna muito complicado controlar o fluxo de material e obter soldaduras sem defeitos [33,34].

Apesar da simplicidade do processo de soldadura por FSW, os parâmetros envolvidos devem ser ajustados por forma a garantir a qualidade da junta soldada. O processo, a ferramenta e os parâmetros envolvidos serão abordados com maior detalhe nas secções seguintes.

2.1.1. Descrição do processo

Nesta seção, como o nome indica, é efetuada uma descrição do processo FSW em juntas topo-a-topo, bem como das ferramentas utilizadas. Para uma melhor compreensão do processo será inicialmente abordada a constituição da ferramenta e ao longo do texto, descritos alguns pormenores de relevo sobre a mesma.

A ferramenta desempenha o papel fundamental no processo em causa, pois é a responsável pela produção de calor e pela deformação do material, garantindo a uniformidade da junta soldada. Uma má conceção da ferramenta, ou a escolha de um material inadequado, podem levar a uma soldadura defeituosa[35].

O material da ferramenta deve ter resistência à temperatura de trabalho, resistência ao desgaste, boa ductibilidade, boa condutibilidade térmica, para dissipar o calor, resistência à oxidação e uniformidade na microestrutura e na densidade [35][36][23]. Os elementos principais da ferramenta são: pino, base (na literatura é utilizado o termo (*shoulder*) e corpo da ferramenta. Apesar das ferramentas serem constituídas pelos mesmos elementos, podem apresentar geometrias diferentes, dependendo do tipo de soldadura que irão efetuar [3], como se pode ver na Figura 16. As ferramentas “*flared trifluteTM*” e “*A-skewTM*” são utilizadas em juntas sobrepostas (*Lap joint*) enquanto

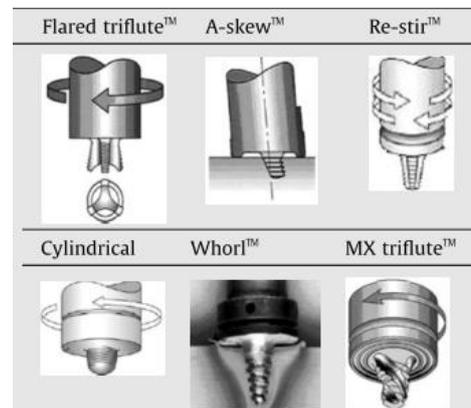


Figura 16 – Diferentes geometria de ferramentas (Adaptada de [3]).

as ferramentas “*Cylindrical, whorlTM* e *MX trifluteTM* são utilizadas em juntas de canto (*butt joint*)

As diferentes fases do processo de FSW em juntas topo-a-topo, encontram-se esquematizadas na Figura 17.

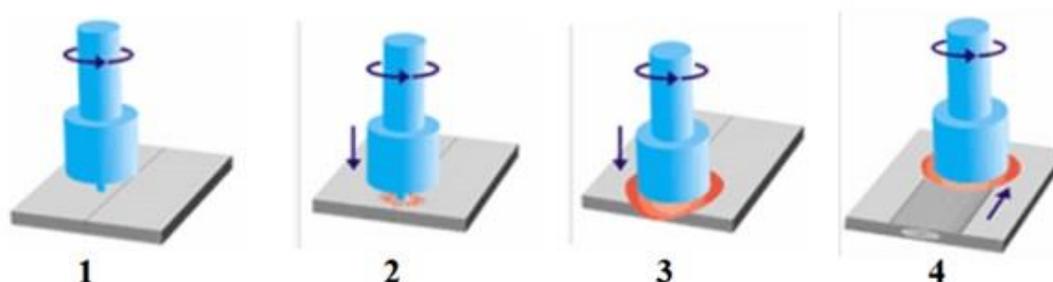


Figura 17 – Representação esquemática do processo FSW em juntas topo-a-topo [4].

Inicialmente, para uma correta execução do processo, as peças devem estar rigidamente fixas, para contrariar as elevadas forças aplicadas pela ferramenta, e sem qualquer desalinhamento[35,37,25]. A fixação é feita com recurso a grampos. Em seguida é feito o posicionamento da ferramenta na zona a soldar já com movimento de rotação (Figura 17-1). Após o correto posicionamento da ferramenta, esta desloca-se perpendicularmente ao material, exercendo uma força de compressão que força o pino a penetrar o material a unir (Figura 17-2)[4]. Neste movimento, o pino penetra o material até a base entrar em contacto com a superfície das chapas. Na maioria dos casos este pino é roscado[23], pois apresenta maior quantidade de calor gerado e melhora o fluxo de material[3]. A base da ferramenta ao entrar em contato com a superfície das chapas a unir, confina o material à zona de soldadura (Figura 17-3). Nesta etapa, a rotação da ferramenta sob a força aplicada, gera calor de fricção que diminui a resistência do material à deformação plástica[34]. Este calor é suficiente para o amaciamento do material, que se encontra a uma temperatura inferior ao seu ponto de fusão. Em combinação com a rotação da ferramenta, o material é forçado a circular da parte de frente do pino para a parte de trás, onde, após o arrefecimento, começa a surgir a soldadura. Este é no entanto um movimento complexo, pois depende das características geométricas da ferramenta[3,23,25]. Por forma a obter a soldadura pretendida, a ferramenta desloca-se ao longo da junta (Figura 17-4). Durante o movimento da ferramenta, o controlo do processo pode ser de duas formas, em controlo de força ou em controlo de posição. Durante o processo em controlo de força, por forma a

manter constante a força axial, o valor da penetração do pino, pode aumentar ou diminuir, alterando o movimento vertical da ferramenta. Por outro lado, em controlo de posição a força vai variando ao longo do processo mantendo a penetração do pino invariável[28]. Por fim, dá-se a retirada da ferramenta deixando um orifício com a forma do pino (Figura 18).

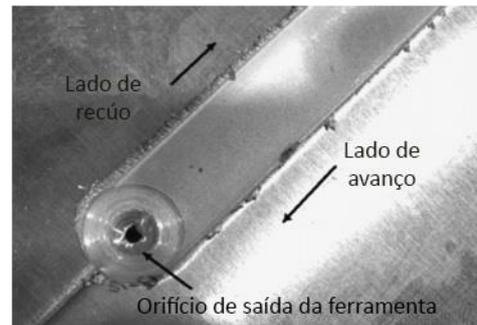


Figura 18 – Soldadura em FSW com orifício de saída da ferramenta (Adaptado de[3]).

2.1.2. Escoamento do material

Durante o movimento da ferramenta, o escoamento do material não ocorre de forma simétrica em relação ao centro da soldadura, destacando-se dois lados distintos: o lado cuja direção de rotação é coincidente com o movimento linear da ferramenta, denomina-se lado de avanço (AS), o lado oposto denomina-se lado de recuo (RS).

A maioria do escoamento do material ocorre através do lado de recuo, em que, devido ao transporte de material plasticizado que se vai depositando na parte posterior da ferramenta, se vai formando a soldadura, conforme esquematizado na Figura 19. Este escoamento é influenciado por diversos fatores, como por exemplo a força aplicada no processo, a velocidade de rotação [38] e a profundidade de penetração do pino[39].

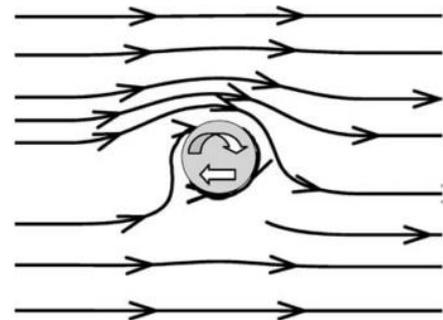


Figura 19 – Linhas de fluxo de material, horizontais [39].

Na literatura, são citados dois diferentes modos de fluxo relacionados com a ferramenta. O fluxo de material provocado pelo movimento da base e o fluxo de material provocado pelo movimento do pino. O escoamento do material está relacionado com a formação de defeitos. Segundo alguns autores, a formação de defeitos ocorre para parâmetros fora de valores aceitáveis, como é o caso de K. Kumar et al. [38] que, para valores de força baixos, verificaram não haver uma mistura suficiente do material, criando cavidades no interior da mistura.

2.1.3. Parâmetros do processo

Os parâmetros envolvidos no processo são categorizados como estáticos e dinâmicos[28]. Os parâmetros estáticos estão relacionados com a geometria da ferramenta:

diâmetro do pino (D_p), diâmetro da base (D_s), comprimento do pino (L_p) e ângulo de concavidade (α_s). Os parâmetros dinâmicos dizem respeito ao movimento da ferramenta: velocidade de rotação (ω), velocidade de avanço/transversal (v), força axial (F_z), penetração do pino (Δp) e ângulo de inclinação (α), como se pode observar na Figura 20.

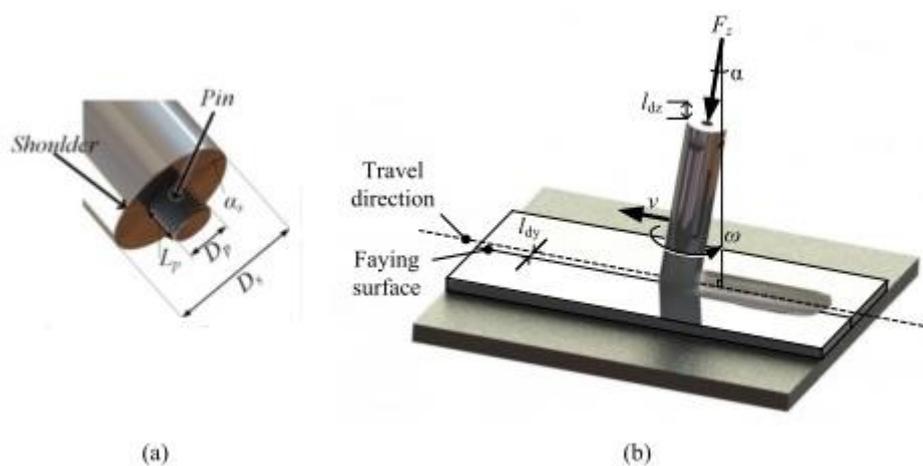


Figura 20 – a) Parâmetros estáticos; b) Parâmetros dinâmicos [28].

Existem ainda outros fatores relacionados com o material, que embora não sejam considerados parâmetros de soldadura, têm influência na qualidade da mesma, tais como: configuração de junta, espessura das chapas (t) e comportamento mecânico[28]. No caso dos aços, o teor em carbono é também crucial para a microestrutura e resistência mecânica da soldadura.[40]

Alguns estudos referem a influência dos parâmetros acima mencionados na soldadura. R. Nandan et al. [39] verificaram que para um aço macio, um aumento da penetração do pino conduz a um maior fluxo de material.

A. Toumpis et al. [31] concluíram que para velocidades de avanço elevadas a resistência ao impacto melhoram sem comprometer a dureza do material, para um aço 304L. O mesmo resultado foi obtido por H. Fuji et al. [40] para um aço S12.

2.1.4. Caracterização microestrutural da soldadura por FSW

Distintamente à soldadura TIG, as temperaturas envolvidas no processo de soldadura por FSW não atingem a temperatura de fusão dos materiais. Contudo, durante o processo de FSW, o material sofre deformações plásticas intensas a temperaturas elevadas. Como

consequência, ocorrem modificações na microestrutura, verificando-se a formação de grãos recristalizados finos e grosseiros nas diferentes zonas da soldadura[41].

A presença de zonas com características microestruturais distintas é fortemente explorada na literatura. Em chapas similares, podem ser identificadas quatro zonas distintas, designadas como, material base, zona termicamente afetada (ZTA), zona Termo-mecanicamente afetada (ZTMA) e zona de mistura também chamada “*nugget*”[34], cuja representação esquemática está presente na Figura 21.

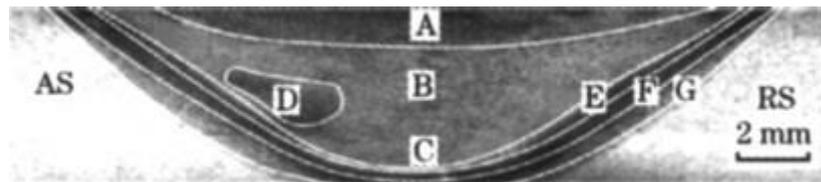


Figura 21 – Microestrutura de um aço macio[42]; A - Topo do *nugget*; B - região central do *nugget*; C - parte inferior do *nugget*; D - *Swirl zone*; E- ZTMA; F- grão grosseiro da ZTA; G – Grão fino da ZTA.

A **zona do material base** corresponde à zona que não sofreu qualquer alteração metalúrgica, o que significa que não houve influência da temperatura e que não houve alterações das propriedades mecânicas[27,3].

A **zona termicamente afetada (ZTA)**, é a região que se encontra mais próxima do material base. Nesta zona não ocorrem deformações plásticas, no entanto verificam-se alterações provocadas pela temperatura. Essas alterações ocorrem a nível microestrutural e refletem-se nas propriedades mecânicas da soldadura.

A.K. Lakshminarayanan et al. [42], para um aço macio, identificaram uma zona termicamente afetada na qual se verifica a existência de grãos finos e de grãos grosseiros. (Figura 22).

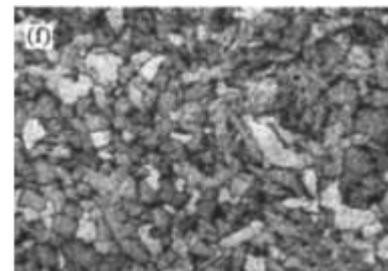


Figura 22 – Grão fino e grão grosseiro na ZTA[42].

A **zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA)**, é a zona cujo movimento da ferramenta e as temperaturas envolvidas no processo, provocam intensas deformações plásticas. Dentro desta zona é possível distinguir duas zonas: ZTMA recristalizada ou *nugget* e ZTMA não recristalizada. Na zona não recristalizada, o material base é deformado segundo uma direção. Nesta zona, a recristalização não ocorre devido à deformação ser insuficiente. A região do *nugget* é constituída por pequenos grãos equiaxiais, quando comparados com o grão do material base, que, para o caso dos aços conduz a um aumento da resistência mecânica[40].

2.1.5. Defeitos em juntas topo-a-topo

Como referido anteriormente, uma incorreta seleção dos parâmetros de soldadura pode levar à ocorrência de defeitos, deteriorando severamente a resistência mecânica das ligações soldadas. Esses defeitos dependem também da configuração de junta, e podem ser superficiais ou internos. Como defeitos superficiais destaca-se: *Flash* [43], e *Grooves* [44]. Relativamente a defeitos internos, os mais comuns são cavidades [43]. Podem ainda verificar-se defeitos como *Kissing-Bond* (ou também chamados *Root Flaws*)[44]. Os defeitos externos provêm de fatores como uma quantidade excessiva ou insuficiente de calor durante o processo, os defeitos internos estão relacionados com uma mistura anormal [43].

2.1.5.1. Flash

A presença deste defeito, motivado por excessivo calor adicionado, conjugado com pressão, verifica-se quando a base da ferramenta não consegue confinar o material amolecido na cavidade da soldadura, ocorrendo perda de parte do material, formando uma rebarba à superfície das chapas (Figura 23). Estes defeitos podem ser formados devido a uma elevada velocidade de rotação e baixa velocidade de avanço[43], ou a uma força axial demasiado elevada[38].

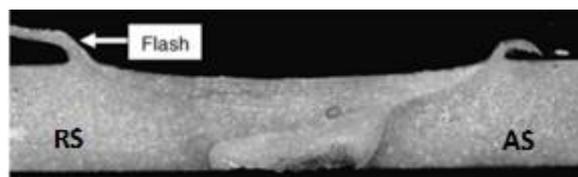


Figura 23 – Defeito de junta típico causado por excesso de calor (adaptado de [43]).

2.1.5.2. Grooves

Ao invés de defeitos como o “*flash*”, verifica-se falta de material na superfície da soldadura, causado por um insuficiente contacto com a base da ferramenta, o que pode conduzir à falta de calor no processo. Este defeito é gerado do lado de avanço da ferramenta. Estudos comprovam que o ângulo de inclinação da ferramenta tem também um papel importante neste tipo de defeitos [44]. Para ângulos muito pequenos ($\alpha = 1,0^\circ$) verifica-se a presença deste defeito, como se pode ver na Figura 24.

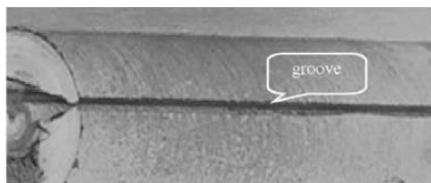


Figura 24 – Macroestrutura com defeito do tipo *groove*[44].

2.1.5.3. Cavidades

Defeitos como cavidades internas estão relacionadas com um escoamento insuficiente ou inadequado do material em volta da ferramenta[45,46], ou seja, uma mistura anormal do material. Isto acontece quando são aplicadas velocidades de rotação e avanço demasiado elevadas. K. Kumar et al. [38] verificaram que aumentando o valor da força axial, mantendo constantes os restantes parâmetros, as cavidades existentes diminuían gradualmente, como se pode ver na Figura 25.



Figura 25 – Defeito do tipo cavidades[38].

2.1.5.4. Kissing Bond

Este defeito consiste numa linha de óxidos, provenientes da interface da junta de soldadura, que se encontra na zona de mistura, tal como se pode verificar na Figura 26. Este tipo de defeito apresenta diferentes morfologias referenciadas como *Lazy S* e *ZigZag*[47].

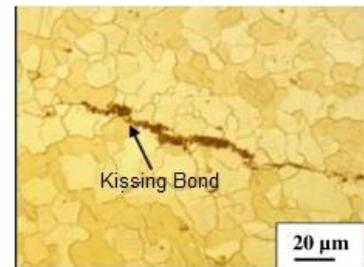


Figura 26 – Linha de óxidos na zona de mistura[45].

Alguns estudos indicam que estas estruturas formadas por óxidos, apesar de não afetarem significativamente a resistência à tração nem a ductilidade, têm um expressivo impacto negativo na resistência à fadiga[48], podendo diminuir a resistência à fadiga até oitenta vezes.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Material Base

Neste estudo foram utilizados três materiais base: dois aços galvanizados, DX51D+Z e DX51D e um aço macio, DC01, cujas composições se encontram na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição dos materiais de base.

Material		C%	Mn %	P %	S %	Si %	Ti %
DX51D+Z	DX1	0,05	0,35	0,008	0,01	0,02	-
DC01	DC	0,078	0,314	0,012	0,016	0,004	-
DX51D	DX2	0,110	0,5	0,017	0,007	0,015	0,001

A percentagem de carbono equivalente é dada pela expressão 2 :

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%N + \%Cu}{15} \quad (2)$$

$$C_{eq,DX1} = 0,10$$

$$C_{eq,DC} = 0,13$$

$$C_{eq,DX2} = 0,19$$

Apesar das percentagens de carbono serem diferentes, a dureza do aço DX1 e DX2 é igual. A dureza dos materiais base é:

Aço DC – 104 HV

Aço DX1 – 135HV

Aço DX2 – 135HV

Na Figura 27 está representado o gráfico Força/Deslocamento para os três materiais, onde é possível observar diferenças no comportamento mecânico de cada material base.

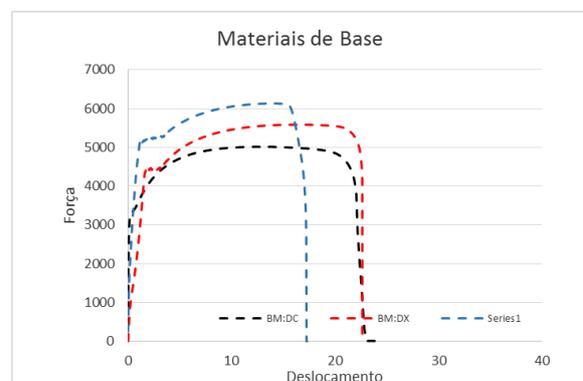


Figura 27 – Materiais base.

3.2. Soldaduras

Foram realizadas soldaduras pelos processos TIG e FSW em chapas de aço de 1mm de espessura e em configuração topo-a-topo. As soldaduras produzidas pelo processo FSW, em controlo de força, foram realizadas no centro tecnológico AIMEN e as soldaduras pelo processo TIG foram realizadas na empresa EXTRAMOTION.

Foram realizadas diversas soldaduras, no entanto, dados os resultados obtidos, apenas cinco foram alvo de estudo. Para uma distinção das amostras mais acessível utilizou-se a seguinte nomenclatura: “XXX_YYY_ZZZ”, em que: XXX corresponde ao processo; YYY ao material base e ZZZ à ferramenta ou no caso das soldaduras por fusão ao tipo de corrente, se CC ou CP.

Nas Tabela 2 e Tabela 3, encontram-se os parâmetros utilizados para cada uma das soldaduras realizadas pelo processo FSW e TIG respetivamente.

Tabela 2 – Parâmetros de soldadura FSW.

Soldadura	v [mm/min]	v [rpm]	F_z [kN]	α [°]
FSW_DC_CN8	100	1000	10	2
FSW_DX1_CN8			10	
FSW_DX2_CN6			12	

Tabela 3 – Parâmetros de soldadura TIG.

Soldadura	Material de adição	Intensidade de corrente [A]		Corrente contínua [A]
		Pico	Base	
TIG_DC_CC	R80SG	90	30	-
TIG_DC_CP	$\varnothing = 1,6$ mm	-	-	90

Os esquemas das ferramentas utilizadas encontram-se representadas no ANEXO A.

3.3. Análise metalográfica

Numa primeira fase foi realizada uma inspeção visual identificando defeitos superficiais e selecionando as chapas que apresentavam condições para serem estudadas.

A análise metalográfica consiste na visualização da microestrutura das soldaduras, para uma posterior análise e caracterização das alterações sofridas pelo material, após o processo de soldadura. Esta análise permite assim detetar defeitos presentes e justificar as suas origens.

A análise metalográfica foi obtida por meio ótico com recurso a dois microscópios: Leica DM 4000 M LED e ZEISS Axiotech 100HD com ampliações de 50, 100, 200, 500 e 1000x, e o registo fotográfico com recurso a uma máquina fotográfica da marca *Canon Powershot G5*.

Para tornar possível a análise microestrutural as amostras foram preparadas com técnicas padrão de metalografia e posteriormente atacadas quimicamente por forma a revelar a sua microestrutura. Começou por se fazer o corte das soldaduras na direção transversal, por meio de uma guilhotina, obtendo-se amostras com 15 mm de largura. Em seguida foi realizado um desbaste superficial em profundidade, de 2-3 mm, num torno mecânico para eliminar o efeito de esmagamento provocado pela guilhotina. Posteriormente as amostras foram colocadas numa solução de resina por forma a garantir um correto polimento, que foi efetuado com lixas de granulometria decrescente (P180, P320, P600, P1000 e P2500). O polimento foi finalizado num pano de polimento apropriado para aço, com uma suspensão de diamante de 3 μ e com lubrificante. Por último submetem-se as amostras a ataque químico com o reagente *Nital a 2%*, cuja composição pode ser consultada na Tabela 4.

Tabela 4 – Composição química do reagente *Nital 2%*[49].

<i>Nital</i>	
Etanol C ₂ H ₆ O	49ml
Ácido Nítrico HNO ₃	1ml

Para a realização do ensaio de SEM foi utilizado um microscópio eletrónico de varrimento de alta resolução, com microanálise por SEM/EDS, de modelo Philips XL30 SE.

3.4. Caracterização Mecânica

3.4.1. Ensaio de dureza

Os ensaios de dureza foram realizados no equipamento *Struers Duramin*. As indentações foram realizadas com uma carga de 300g, o tempo de indentação foi de 15 segundos e o espaçamento entre cada indentação foi de 1,5 mm. As indentações foram

realizadas segundo uma linha conforme esquematizado na Figura 28, na secção transversal. O valor da dureza é retirado através do próprio equipamento, através da medição das diagonais de cada indentação.



Figura 28 – Esquema da linha de medição de dureza.

3.4.2. Ensaio de tracção

Para análise da resistência mecânica das soldaduras, realizaram-se ensaios de tração na máquina *Instron Electroplus* com recurso a um extensómetro ótico da marca *Gom Aramis 5M*, com a finalidade de adquirir a deformação local ao longo de cada provete. Para que este equipamento consiga cumprir a sua função é necessário preparar os provetes. Esta preparação consiste inicialmente em aplicar tinta branca de *spray* sobre os mesmos e em seguida salpica-los com pequenas gotas de tinta preta, também em *spray*, por forma a obter um padrão aleatório que permita assim a aquisição da deformação por *DIC*.

Para que seja possível analisar e comparar os resultados é necessário submeter provetes do material base a ensaios de tração. A geometria dos provetes do material base requer dimensões específicas que estão representadas na Figura 29 (a). Para os ensaios de tração dos provetes de soldadura, não há necessidade de obter a mesma geometria. A geometria dos provetes está representada na Figura 29 (b).

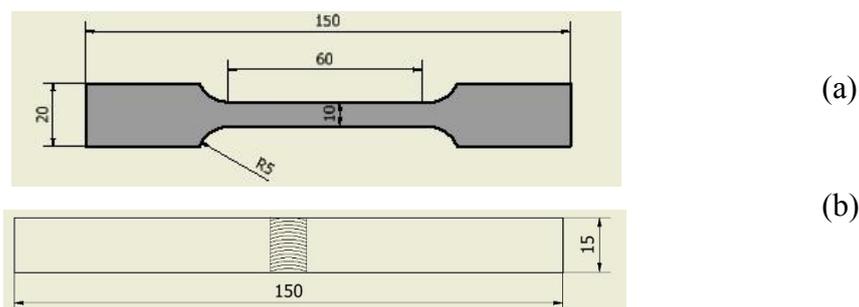


Figura 29 – Esquema das dimensões utilizadas nos provetes de a) material base, b) de soldadura

4. ANÁLISE DE RESULTADOS

Este capítulo encontra-se subdividido em três subcapítulos. O primeiro subcapítulo corresponde à análise metalográfica, o segundo corresponde à análise dos resultados dos ensaios de dureza, e o terceiro e último capítulo corresponde à análise dos resultados dos ensaios de tração. O primeiro subcapítulo encontra-se dividido em duas análises, ou seja, uma primeira respeitante ao aspeto visual de todas as soldaduras e uma segunda respeitante à microestrutura de cada soldadura. A análise dos resultados dos ensaios de dureza está dividida em três partes, a primeira para a soldadura realizada pelo processo FSW com o material base DC, a segunda para as soldaduras realizadas pelo FSW com os materiais de base DX1 e DX2 e por fim, a terceira, para as soldaduras obtidas pelo processo TIG. O terceiro e último capítulo divide-se em duas partes, uma para as soldaduras realizadas com o aço DC e outra para as soldaduras realizadas com os aços DX1 e DX2.

4.1. Análise Metalográfica

4.1.1. Inspeção Visual

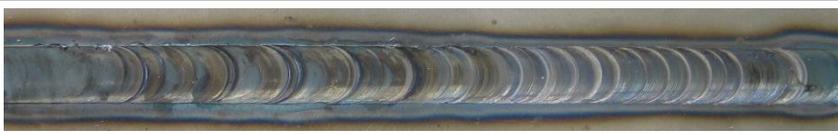
Como mencionado no capítulo 3, apenas cinco soldaduras foram objeto de análise nesta tese, pois não apresentavam defeitos macroscopicamente visíveis, tais como *flash* ou *grooves*, para o caso da soldadura por FSW, e fissuras, para as soldaduras obtidas por TIG.

A inspeção visual revelou que independentemente do material base todas as soldaduras apresentam boa morfologia, em que as soldaduras obtidas pelo processo FSW apresentam uma superfície estriada regular e as soldaduras obtidas pelo processo TIG um cordão regular, como representado na Tabela 5. As imagens (a), (b) e (c) correspondem às soldaduras obtidas pelo processo FSW e as imagens (d) e (e) correspondem às soldaduras obtidas pelo processo TIG.

Como se pode verificar através das imagens (a), (d) e (e) presentes na Tabela 5 conclui-se que estas soldaduras, realizadas com o aço DC, apresentam uma zona azulada que corresponde a uma zona termicamente. Esta coloração é maior para as soldaduras obtidas por fusão, devido à elevada temperatura a que o material base foi sujeito. As soldaduras (b) e (c) realizadas com o aço DX1 e DX2, obtidas por FSW, mostraram a presença de um pó

branco na superfície resultante da oxidação do zinco, como referido pela empresa *Sperko Engineering Services*[50], pois o zinco tem um ponto de fusão de aproximadamente 420°C, inferior à temperatura no processo, que é aproximadamente $0,8 \times T_{\text{fusão aço}}$, ou seja, aproximadamente 1200°C.

Tabela 5 – Soldaduras em estudo

Soldadura	Macrografia
FSW_DC_CN8	(a) 
FSW_DX1_CN8	(b) 
FSW_DX2_CN6	(c) 
TIG_DC_CC	(d) 
TIG_DC_CA	(e) 

4.1.2. Análise Microscópica

Após inspeção visual, foi analisada a microestrutura da secção transversal das soldaduras. Na Figura 30 mostram-se as secções transversais das cinco soldaduras obtidas, antes de ataque químico. Como se pode concluir observando as imagens, nenhuma das soldaduras apresentou defeitos de ligação macroscópicos. Na Figura 30 é também visível que as soldaduras obtidas por TIG, representadas nas imagens (d) e (e), apresentam elevada distorção, quando comparados com as soldaduras obtidas por FSW. É também possível notar um aumento de espessura causado pelo material de adição.

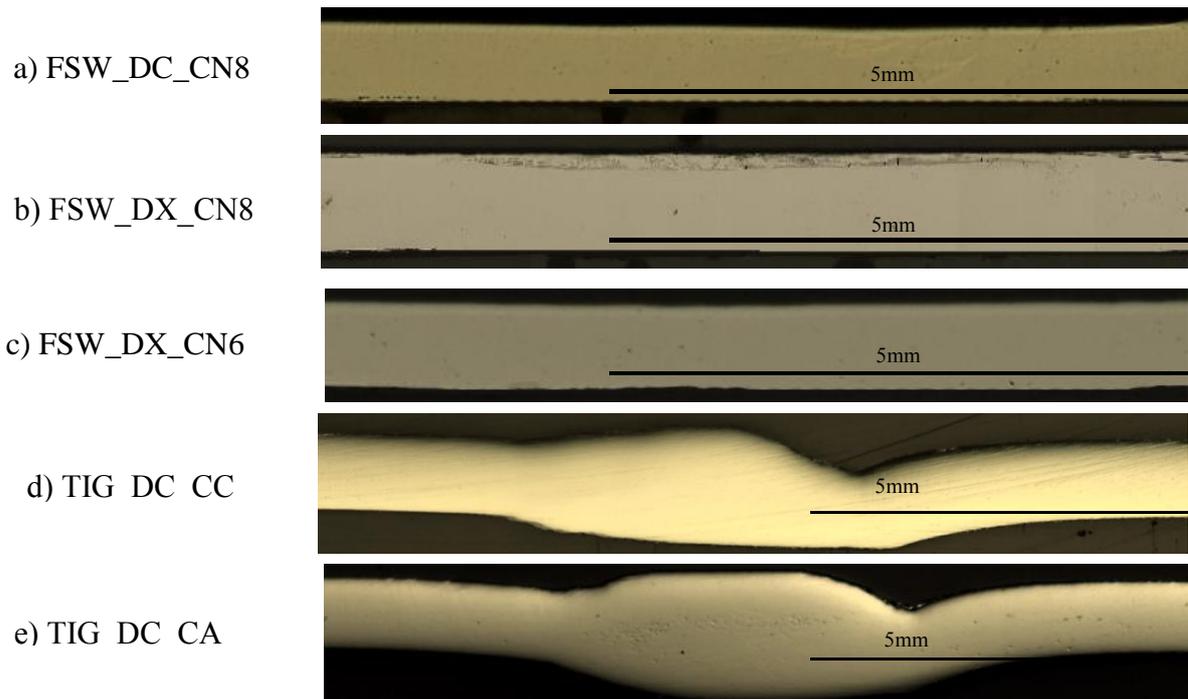


Figura 30 – Secções transversais das soldaduras

4.1.2.1. Soldadura FSW_DC_CN8

Na Figura 31 está representado o resultado da análise metalográfica realizado à soldadura FSW_DC_CN8, onde se destacam algumas zonas da soldadura. Como se pode concluir pela análise da Figura 30 (a), não se verificam descontinuidades macroscópicas indicativas da ausência de ligação. O mesmo se pode concluir após ataque químico, como se pode ver pela Figura 31(b). Também não são detetadas cavidades na soldadura, o que indica que as velocidades de rotação e avanço foram devidamente ajustadas e que a força axial aplicada no processo foi suficiente para promover um escoamento adequado do material em torno da ferramenta.

Através da análise metalográfica foi possível identificar três regiões distintas como se pode ver na Figura 31 (d), que incluem o *nugget* (Figura 31 (e)), ZTA com grão fino (Figura 31 (f)) e material base (Figura 31 (g)). A ZTA é constituída por ferrite refinada com pequenas quantidades de perlite e tem uma estrutura de grão equiaxial com um tamanho de grão menor do que o grão na zona de material base. Verifica-se que a região do *nugget*, é a região onde o grão é mais refinado. Este refinamento de grão, resulta do processo de recristalização dinâmica que é induzido pelas intensas deformações plásticas e pelo calor gerado no processo. A estrutura nesta região assemelha-se a uma estrutura ferrítica e perlítica

também identificada por T.Lienert et al. [51], para um aço macio, AISI 1018. Nesta análise não foi observada uma ZTMA não recristalizada, que se caracteriza por uma zona em que o material é deformado segundo uma orientação preferencial. Este resultado foi também observado por T. Lienert et al [51], que verificou a inexistência de linhas de fluxo e outras indicações de evidência de deformação.

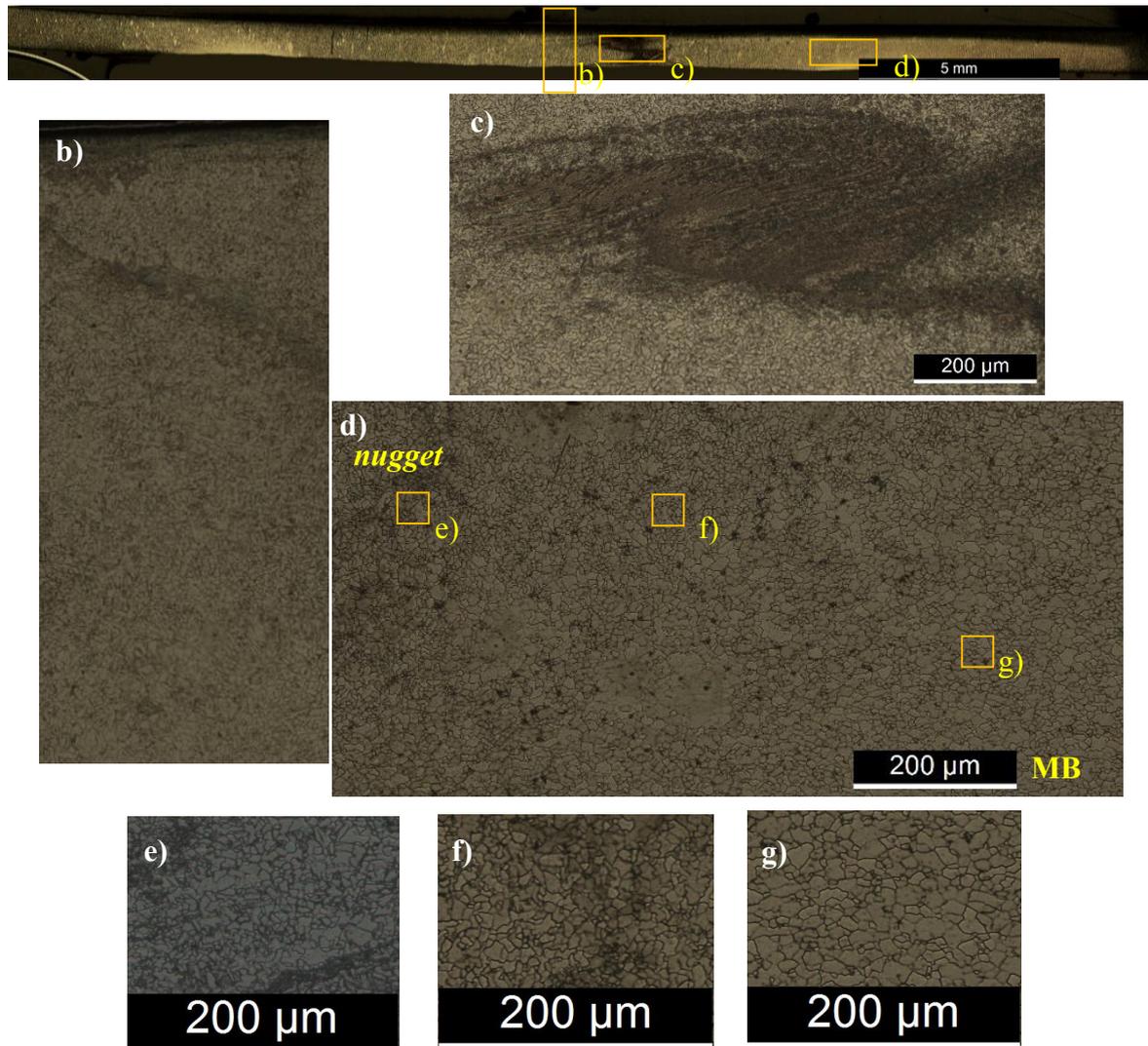


Figura 31 – a) secção transversal da soldadura FSW_DC_CN8; b) Interface da soldadura; c) Mancha escura na amostra; d) transição do material base para o *nugget*.

A Figura 31 (c) revelou uma mancha escura em que não se conseguiram distinguir os grãos através de microscopia ótica. Esta zona parece corresponder a uma região onde o fluxo de material resultante da rotação da base se combina com o fluxo de material que resulta da rotação do pino. Esta zona foi também identificada por Lakshminarayanan, a. K. et al [52]. Através de análise SEM (Figura 32) e EDX (Figura 33) foi possível concluir que

nesta zona há partículas de tungsténio que são provenientes da ferramenta, devido ao desgaste da mesma. Quando o tungsténio é adicionado ao aço forma carbonetos de tungsténio, ou outros elementos complexos, como por exemplo o carboneto de crómio. O tungsténio aumenta a quantidade de carbonetos não dissolvidos, deslocando o ponto eutético para concentrações de carbono mais baixas, ou seja, para temperaturas mais elevadas. A consequência é a precipitação de carbonetos de grão fino distribuídos numa matriz de aço. Alguns carbonetos como por exemplo Mn_6C , MnC , e $Mn_{23}C$ retardam o crescimento do grão[53], o que explica a formação de grãos muito pequenos, como pode ser visível através de análise SEM(Figura 32). Na mesma figura encontram-se partículas que podem ser carbonetos de tungsténio ou outros carbonetos resultantes dos elementos de liga. No entanto para clarificar este resultado seria necessário realizar análises Raio-X.

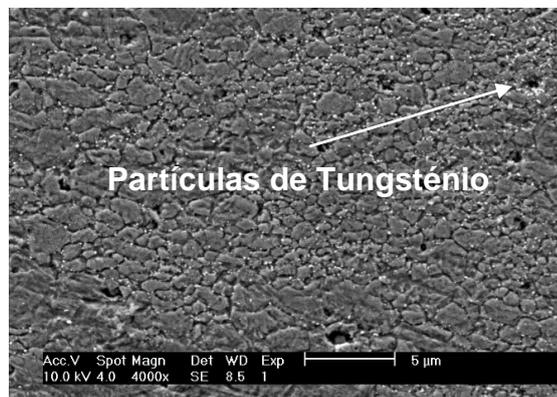


Figura 32 – Resultado da análise SEM.

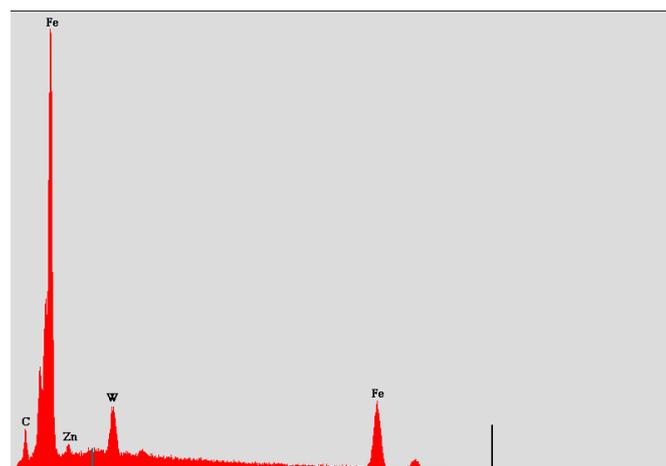


Figura 33 – Espectro EDX de partículas existentes na mancha preta.

4.1.3. Soldadura FSW_DX1_CN8

Na Figura 34 (a) está representada a região do *mugget*, numa imagem da secção transversal da soldadura FSW_DX1_CN8.

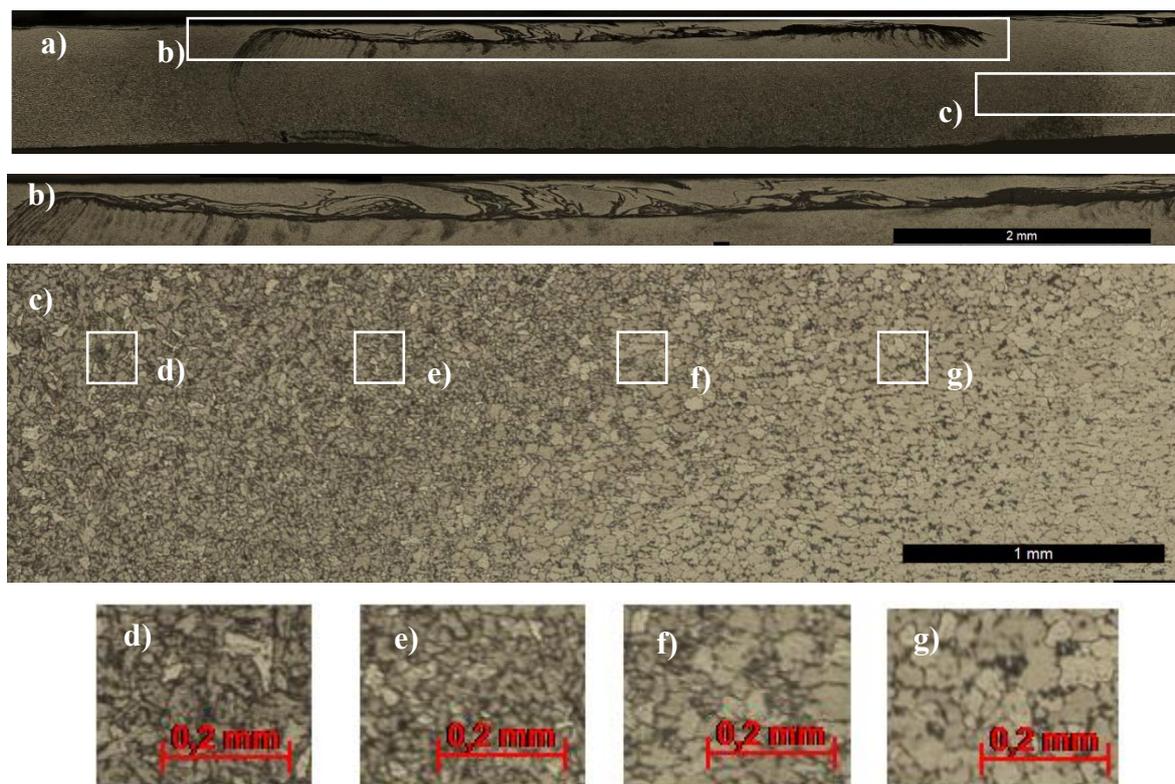


Figura 34 – a) Soldadura FSW_DX_CN8; b) Defeito na soldadura; c) Transição entre MB e *nugget*.

Nesta soldadura também não se observaram cavidades o que evidencia que as velocidades de avanço e de rotação foram devidamente ajustadas e que a força axial foi suficiente para garantir um correto escoamento do material em torno da ferramenta tal como na soldadura anterior. Apesar de não se verificar ausência de ligação entre as chapas, observa-se uma linha preta na parte superior da soldadura com o comprimento semelhante ao diâmetro da base da ferramenta (Figura 34 (b)) que aparenta tratar-se de uma descontinuidade superficial na região do *nugget*. O que poderá estar na origem deste defeito é a oxidação do zinco. Como o zinco tem um ponto de fusão de aproximadamente 420°C, que é inferior à temperatura desenvolvida durante o processo de FSW, formou óxidos que se acumularam na superfície das chapas. Por outro lado, G. M. Song et al [54] referiram que para aços DP, em que o processo de FSW ocorre com temperaturas entre Ac1 e Ac3 (723°C e 860°C respetivamente), com elementos de liga como Mn, Si, P e Al, estes oxidam primeiro que o zinco criando uma superfície de óxidos. Estas superfícies cobertas por óxidos podem levar à formação de defeitos pontuais. No entanto, através de microscopia ótica, não foi possível concluir se a soldadura continha óxidos de zinco ou de algum dos elementos de liga, na parte superior da região do *nugget*.

Na Figura 34 (c) observa-se a transição do material base para o *nugget*, em que se verificam duas regiões distintas: ZTMA recristalizada (Figura 34 (d), (e), (f)) e material base (Figura 34 (g)). A região do *nugget* é constituída por grão refinado, causado pela recristalização dinâmica. Através da Figura 34 é possível verificar um gradiente microestrutural provocado por um gradiente térmico. Nesta soldadura não é visível uma ZTMA não recristalizada nem uma ZTA.

Comparando as soldaduras FSW_DC_CN8 e FSW_DX1_CN8, que foram realizadas com a mesma ferramenta mas diferentes materiais de base, constata-se que não apresentam as mesmas regiões. A soldadura FSW_DC_CN8 apresenta uma ZTMA recristalizada, uma ZTA e material base. A soldadura FSW_DX1_CN8 apresenta ZTMA recristalizada e material base. Para além de não apresentarem as mesmas zonas, a soldadura FSW_DC_CN8 apresenta o grão mais refinado na região central do *nugget*, enquanto a soldadura FSW_DX1_CN8 apresenta o grão mais refinado na extremidade do *nugget*. Observando o grão para os dois materiais base, verifica-se que o aço DC apresenta um grão maior (Figura 62 – ANEXO B). Deste modo, o calor desenvolvido durante o processo da soldadura FSW_DX1_CN8, poderá estar na origem do crescimento de grão na região central do *nugget*. R.Nandan et al [3] referem que o binário envolvido no processo de soldadura diminui com o aumento do calor gerado, pois torna-se mais fácil para o material fluir a temperaturas elevadas. Na Figura 35 estão representados os gráficos da evolução do binário ao longo da soldadura, com a indicação das soldaduras que foram alvo de análise microestrutural.

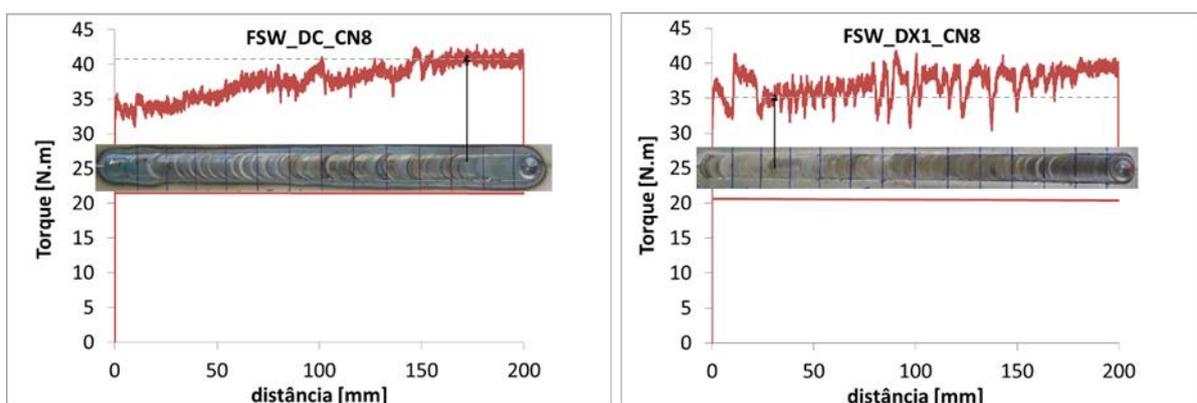


Figura 35 – Binário para as soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DC_CN8.

Para a soldadura FSW_DC_CN8 verifica-se que há um aumento do binário sendo este de 40N.m para esta soldadura. Para a soldadura FSW_DX1_CN8 verifica-se que há uma diminuição do binário e que este tem o valor de 35N.m. Com base no que foi afirmado por R.Nandan et al. verifica-se que houve maior quantidade de calor gerado na soldadura

FSW_DX1_CN8, confirmando assim que o aumento do grão na região do *nugget* para a soldadura está relacionado com o aumento de calor gerado. Como a única variável que mudou nos dois processos de soldadura foi o material base e que estes apresentam diferentes valores de dureza, pressupõe-se que seja esta diferença de dureza que está na origem do aumento de calor gerado. Para além desta diferença no grão na região central do *nugget*, a soldadura FSW_DC_CN8 apresenta uma ZTA, contrariamente à soldadura FSW_DX1_CN8, o que tudo indica que esteja relacionado com as diferenças de propriedades do aço DC e DX1.

Outra diferença constatada nas duas soldaduras é a linha preta presente na soldadura FSW_DX1_CN8. Considerando que apenas o aço DX1 é galvanizado, a hipótese de haver óxidos na superfície da soldadura torna-se mais consistente, pois a soldadura FSW_DC_CN8 não apresenta linhas pretas na região do *nugget*.

4.1.3.1. Soldadura FSW_DX2_CN6

Na Figura 36 (a) está representada a secção transversal da soldadura FSW_DX2_CN6 onde é possível identificar a região do *nugget*. De igual modo às restantes soldaduras obtidas por FSW, a soldadura FSW_DX2_CN6 não apresentou cavidades. Nesta soldadura não se verificam indícios da ausência de ligação das chapas. No entanto verifica-se uma descontinuidade na superfície da chapa, como mostra a Figura 36 (b), tal como acontece para a soldaduras FSW_DX1_CN8.

Na Figura 36 (c) está representada a transição do material base para a região do *nugget*. Nesta soldadura identificam-se duas zonas distintas: ZTMA recristalizada e material base. A microestrutura na região do *nugget* assemelha-se a uma estrutura ferrítica e perlítica como se pode ver na Figura 36 (d), que tem uma estrutura semelhante à estrutura obtida por Lakshminarayanan, a. K. et al [42] para um aço inoxidável. Nesta zona há um refinamento de grão devido à recristalização dinâmica, como tal o tamanho de grão é inferior ao material base. Para esta soldadura, contrariamente à anterior, não se verifica um gradiente microestrutural na região do *nugget*. No entanto, tal como a soldadura anterior, não se verifica ZTMA não recristalizada nem ZTA.

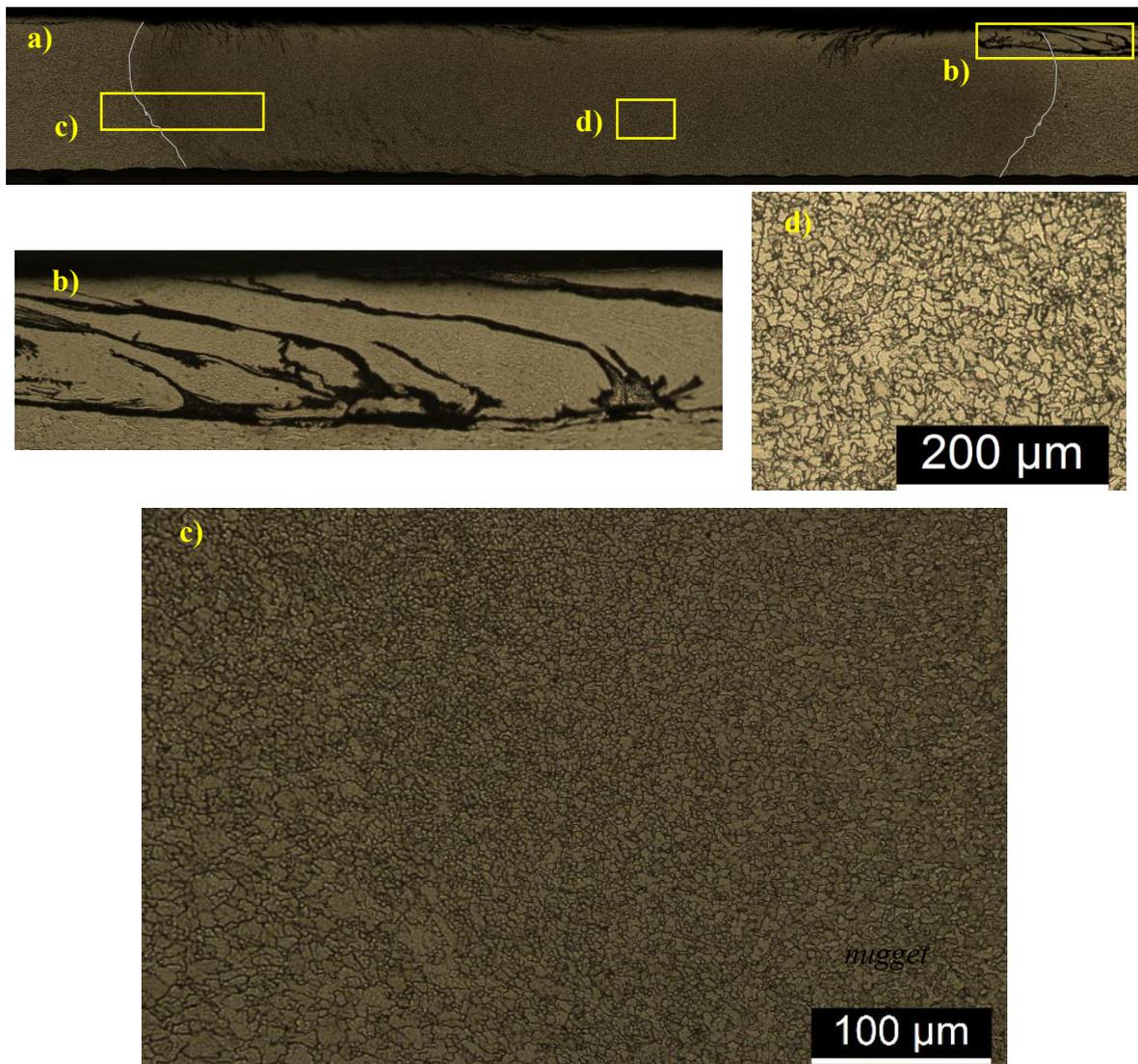


Figura 36 – a) *Nugget* da soldadura FSW_DX_CN6; b) Defeito na soldadura; c) Zona de transição entre o material base e o *nugget*; d). Grão da zona do *nugget*

Para as duas soldaduras com aço galvanizado, o tamanho de grão na região do *nugget* é semelhante, sendo de aproximadamente $15\mu\text{m}$ para a soldadura FSW_DX1_CN8 e $17\mu\text{m}$ para a soldadura FSW_DX2_CN6, no entanto, não se pode concluir que a quantidade de calor gerado nos dois processos tenha sido igual, porque se tratam de soldaduras com ferramentas, forças axiais e materiais base diferentes. Como refere Lakshminarayanan, a. K. et al [52], o calor gerado no processo é dado pela expressão:

$$q = \frac{2\pi}{3S} \times \mu \times p \times \omega \times R_s \times \eta \quad (3)$$

em que S é a velocidade de avanço [mm], μ é o coeficiente de atrito, p é a força axial [kN], ω é a velocidade de rotação [RPS], R_s é o raio da base da ferramenta [m] e η é a eficiência

do processo. Considerando que a eficiência do processo é igual para as soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DX2_CN6, todas as variáveis da equação são iguais, exceto o coeficiente de atrito e a força axial. No entanto este coeficiente é difícil de calcular pois depende da temperatura, da velocidade e de outros fatores, como refere R.Nandan et al [3]. Com efeito verifica-se que a quantidade de calor gerado é função do material base.

Na Figura 37 está representado o gráfico da evolução do binário para as soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DX2_CN6. Com base na equação (3) e na análise dos gráficos da Figura 37, conclui-se que a origem da diferença da quantidade de calor gerado no processo das soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DX2_CN6 está nos diferentes materiais de base utilizados e nas forças axiais aplicadas durante os processos de soldadura. No entanto, apesar

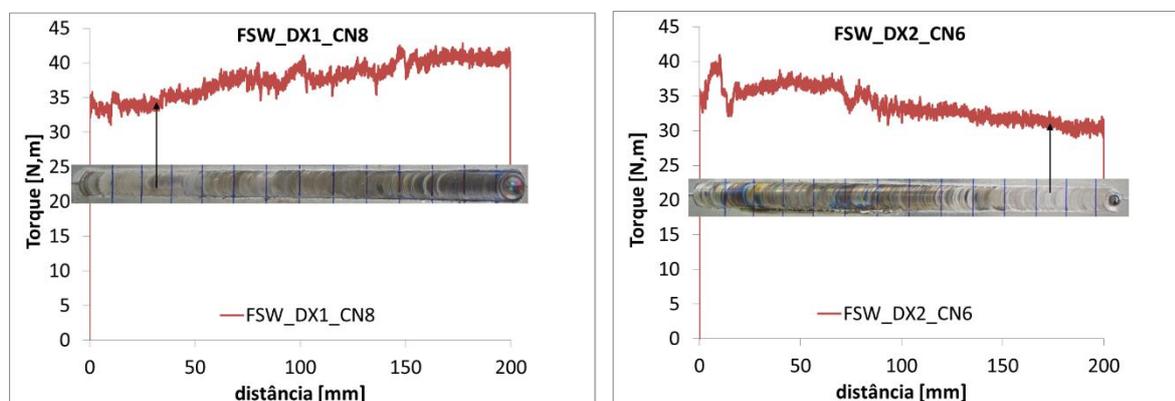


Figura 37 – Binário para as soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DX2_CN6.

do raio da base das duas ferramentas ser igual, a área útil é diferente, pois o diâmetro do pino é diferente. A área útil da base da ferramenta CN8 é de $62,8 \text{ mm}^2$ e a área útil da ferramenta CN6 é $84,8 \text{ mm}^2$. A soldadura FSW_DX2_CN6 foi realizada com uma ferramenta cuja área de contato da base da ferramenta com o material base é maior do que para a soldadura FSW_DX1_CN8, como tal a quantidade de calor gerado é maior. A força aplicada no processo da soldadura FSW_DX2_CN8 foi também maior, o que levou a uma maior penetração do pino, como se pode ver na Figura 38. Estes dois fatores levaram a uma maior quantidade de calor envolvida no processo, como se pode concluir pela evolução do binário. Por outro lado, a deformação plástica induzida pela ferramenta CN6 e CN8 é diferente. Apesar do calor envolvido no processo ser maior para a soldadura FSW_DX2_CN6 e o material base ter um grão maior (Figura 63 – ANEXO B), as soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DX2_CN6 apresentam um tamanho de grão idêntico na região do nugget. Assim, a

deformação causada pela ferramenta CN6 poderá ter sido maior do que a deformação causada pela ferramenta CN8.

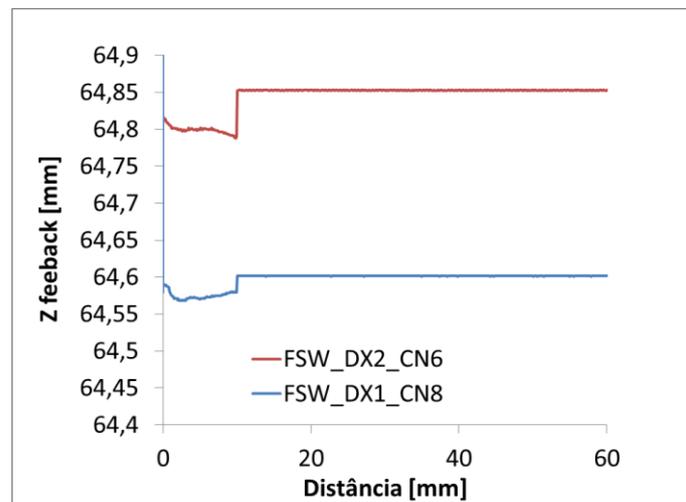


Figura 38 – Penetração do pino para as soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DX2_CN6

4.1.3.2. Soldadura TIG_DC_CP

Para esta soldadura não se verificaram defeitos macroscopicamente visíveis tais como fissuras na solidificação ou falta de penetração. No entanto foi visível uma elevada distorção como já referido anteriormente, o que do ponto de vista funcional não é bom.

A microestrutura da soldadura TIG_DC_CP está representada na Figura 39. A nível microscópico, identificam-se três zonas distintas: ZF, ZTA e material base. Na ZF, não foram encontrados quaisquer defeitos, tais como fissuras produzidas por hidrogénio ou porosidades. Também não foram encontradas outras evidências de ausência de ligação.



Figura 39 – Soldadura TIG_DC_CC.

Na zona fundida, a estrutura assemelha-se a uma estrutura predominantemente martensítica (Figura 40 (a)), contrariamente às soldaduras obtidas por FSW. Esta transformação deve-se à elevada temperatura, que é superior à temperatura de fusão do aço, durante o processo de soldadura e ao seguinte rápido arrefecimento. Pode também identificar-se ferrite nas fronteiras de grão e no interior de alguns grãos. No entanto verifica-se maior quantidade de ferrite e perlite nas fronteiras de grão, pois existe mais energia livre disponível nas nestas zonas. Estes resultados foram também obtidos por Arivazhagan, B. et

al [55] para soldaduras com corrente pulsada, produzidas com aço RAFM e também por J. Ônoro [56] para um aço de alta resistência com 9-12%Cr. Na Figura 41 está representada a transição entre a zona fundida e o material base que corresponde à ZTA. Na ZTA existem três subzonas como se pode ver na Figura 41 que são: zona de grão grosseiro, zona recristalizada, e por fim, zona parcialmente transformada. A zona de grão grosseiro foi aquecida a uma temperatura suficientemente elevada para garantir a austenitização da microestrutura original e ocasionar o crescimento de grão. Verifica-se que o grão tem uma estrutura semelhante a bainite (Figura 42 (b)). Nesta zona, as alterações são função da velocidade de arrefecimento, da composição química e do tamanho de grão austenítico. Na zona recristalizada a estrutura foi aquecida pouco acima de Ac_3 permitindo um refinamento de grão. A estrutura assemelha-se a uma estrutura ferrítica e perlítica. Verifica-se que é nesta zona que o grão tem menor tamanho. Na zona parcialmente transformada o grão não é praticamente alterado. Assim, como foi referido anteriormente é difícil traçar com rigor estas sub-zonas. A zona do material base permanece igual sem sofrer qualquer influência da temperatura.

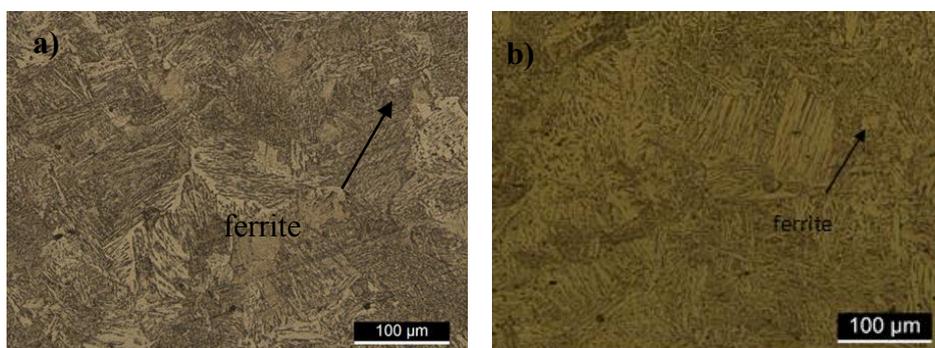


Figura 40 – a) Soldadura TIG_DC_CP; b) TIG_DC_CC.



Figura 41 – ZTA para a soldadura TIG_DC_CP.

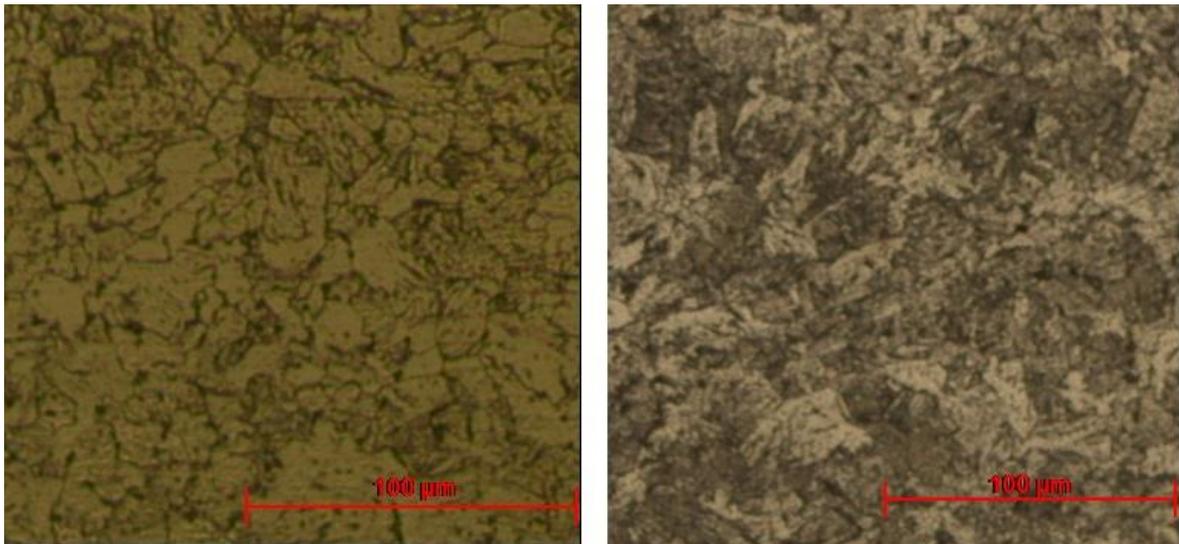


Figura 42– Bainite a) TIG_DC_CC; b) TIG_DC_CP

4.1.3.3. Soldadura TIG_DC_CC

De igual modo à soldadura TIG_DC_CP, a soldadura TIG_DC_CC não revela quaisquer defeitos internos, tais como fissuras ou porosidades. Mais uma vez não se observam indícios da ausência de ligação.

A Figura 43 revela a microestrutura para a soldadura TIG_DC_CC.

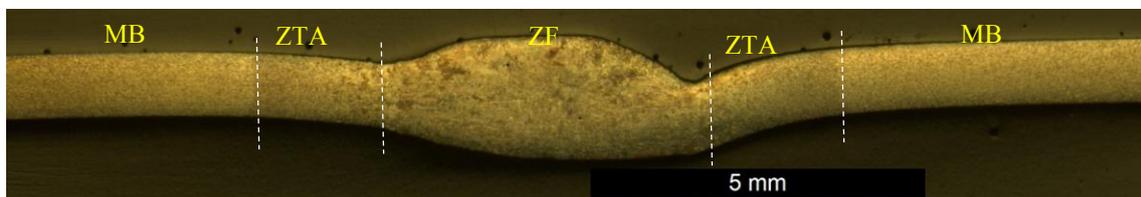


Figura 43 – Microestrutura da soldadura TIG_DC_CC.

Na zona fundida verifica-se uma estrutura predominantemente martensítica, como pode ser visto na Figura 40 (b), causada pela elevada temperatura no processo e um subsequente arrefecimento rápido. É também possível identificar ferrite nas fronteiras de grão em pequenas quantidades, como se pode ver na Figura 40 (b). Este resultado também foi observado por Arivazhagan, B. et al [55] para aços soldados pelo processo TIG com corrente contínua. Na Figura 44(b) está representada a zona termicamente afetada para a soldadura TIG_DC_CP. Esta zona é dividida em três subzonas: zona de grão grosseiro, zona recristalizada e zona parcialmente transformada. A zona de grão grosseiro tem uma estrutura semelhante a bainite (Figura 42(a)). Na zona recristalizada identificam-se estruturas

ferríticas e perlíticas. Na zona parcialmente transformada, não há praticamente alteração em relação ao material base.

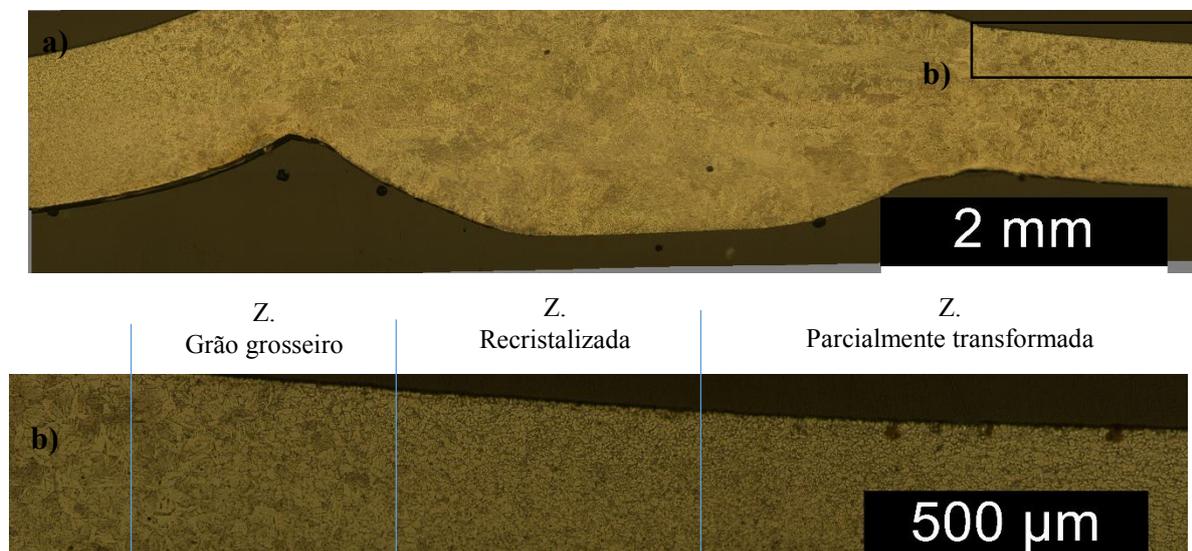


Figura 44 – a) zona fundida da soldadura FSW_DC_CC; b) Zona termicamente afetada TIG_DC_CC.

Comparando as duas soldaduras obtidas pelo processo TIG, verifica-se que apresentam uma microestrutura muito semelhante. Na zona fundida, as duas soldaduras apresentam uma estrutura predominantemente martensítica, e grãos com uma forma dendrítica. São visíveis pequenas porções de ferrite nas fronteiras de grão como se pode observar na Figura 40. A soldadura TIG_DC_CC tem uma zona fundida maior e como tal a zona termicamente afetada é também maior. Na ZTA ambas apresentam um gradiente microestrutural constituído por grão grosseiro e grão refinado, onde apresentam uma estrutura bainítica e ferrítico-perlítica respetivamente. É também possível observar que o gradiente microestrutural é simétrico relativamente ao eixo da soldadura, provocado por um gradiente térmico também simétrico, como é referido por Modenesi et al[20].

Comparando as características microestruturais das soldaduras obtidas por TIG e FSW verificam-se várias diferenças. Durante o processo de soldadura, a temperatura para o processo TIG no centro de soldadura, é muito superior à temperatura para o processo FSW na região do *nugget*. Como tal, a microestrutura da zona fundida muda drasticamente. O grão na zona fundida para a soldadura por TIG é muito maior do que o grão na região do *nugget* para a soldadura por FSW, apresentando estruturas diferentes como já foi referido. A ZTA na soldadura pelo processo TIG é muito maior do que a ZTA na soldadura por FSW, em consequência das elevadas temperaturas. Por fim todas estas alterações irão influenciar as propriedades mecânicas das soldaduras como será abordado no capítulo seguinte.

4.2. Caracterização Mecânica

4.2.1. Ensaio de dureza

Na Figura 45 estão representados os perfis de dureza registados para as cinco soldaduras analisadas neste trabalho. As linhas azuis correspondem às durezas do material base para cada amostra. Por forma a facilitar a análise de resultados foram incorporadas micrografias nos gráficos onde estão traçados os perfis de dureza. Pela análise dos gráficos verifica-se uma grande diferença no perfil de durezas entre as soldaduras obtidas pelo processo TIG e as soldaduras obtidas por FSW. Dentro das soldaduras obtidas pelo processo FSW verifica-se uma diferença no perfil de dureza para as soldaduras obtidas com o aço DC e para as soldaduras obtidas com os aços galvanizados.

4.2.1.1. Soldadura FSW_DC_CN8

O perfil de dureza medido a meio da soldadura FSW_DC_CN8 está representado na Figura 45 (a). A dureza do material base é aproximadamente 104HV. Como espetável, a soldadura apresenta uma zona termicamente afetada que é caracterizada por um ligeiro aumento de dureza em relação ao material base. Esse aumento de dureza na ZTA verifica-se a partir do momento em que começa a haver contato com a base da ferramenta, como esquematizado na Figura 45. Na região do *nugget* verifica-se um aumento de dureza que varia entre 133 e 205HV, relativamente ao material base, dependente do tamanho de grão. Nesta região verificam-se dois picos com um valor de dureza muito superior às restantes medições. Esta variação de dureza na zona do *nugget* foi também obtida por A.K. Lakshminarayanan et al [52] para um aço AISI 1018.

Na zona onde se encontrava a mancha escura foram realizadas algumas indentações para compreender o que poderia ter ocorrido nesta zona. Os valores obtidos foram: 287, 221 e 303 HV, apesar de não estarem indicados no gráfico. Estes valores corroboram o que foi analisado através dos ensaios SEM, pois o carboneto de tungsténio é um composto com uma dureza superior à do aço.

4.2.1.2. Soldaduras com aços DX

Os perfis de dureza para as duas soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DX2_CN6 estão representados na Figura 45 (b). Para ambas as soldaduras verifica-se um ligeiro aumento da dureza na zona do *nugget*. A relação de Hall-Petch é dada pela seguinte equação:

$$H = H_0 + k_h \cdot d^{-1/2} \quad (4)$$

onde H_0 e k_h são constantes e d é o tamanho de grão. Esta equação indica que a dureza aumenta com a diminuição do tamanho de grão. Pela análise metalográfica da amostra FSW_DX1_CN8, foi visto que o grão na zona do *nugget* era ligeiramente inferior ao material base, ou seja, através da equação (4) a dureza deveria ser maior na região do *nugget*. Efetivamente, através da Figura 45 (b) verifica-se que a dureza na região do *nugget* é maior quando comparada com a dureza da região do material base. O perfil de dureza para a soldadura FSW_DX2_CN6, também confirma o resultado obtido através da análise metalográfica. Na região do *nugget* verifica-se novamente um ligeiro aumento de dureza, resultante do refinamento de grão, tal como para a soldadura anterior. Novamente pela expressão de Hall-Petch se explica o aumento de dureza nesta zona.

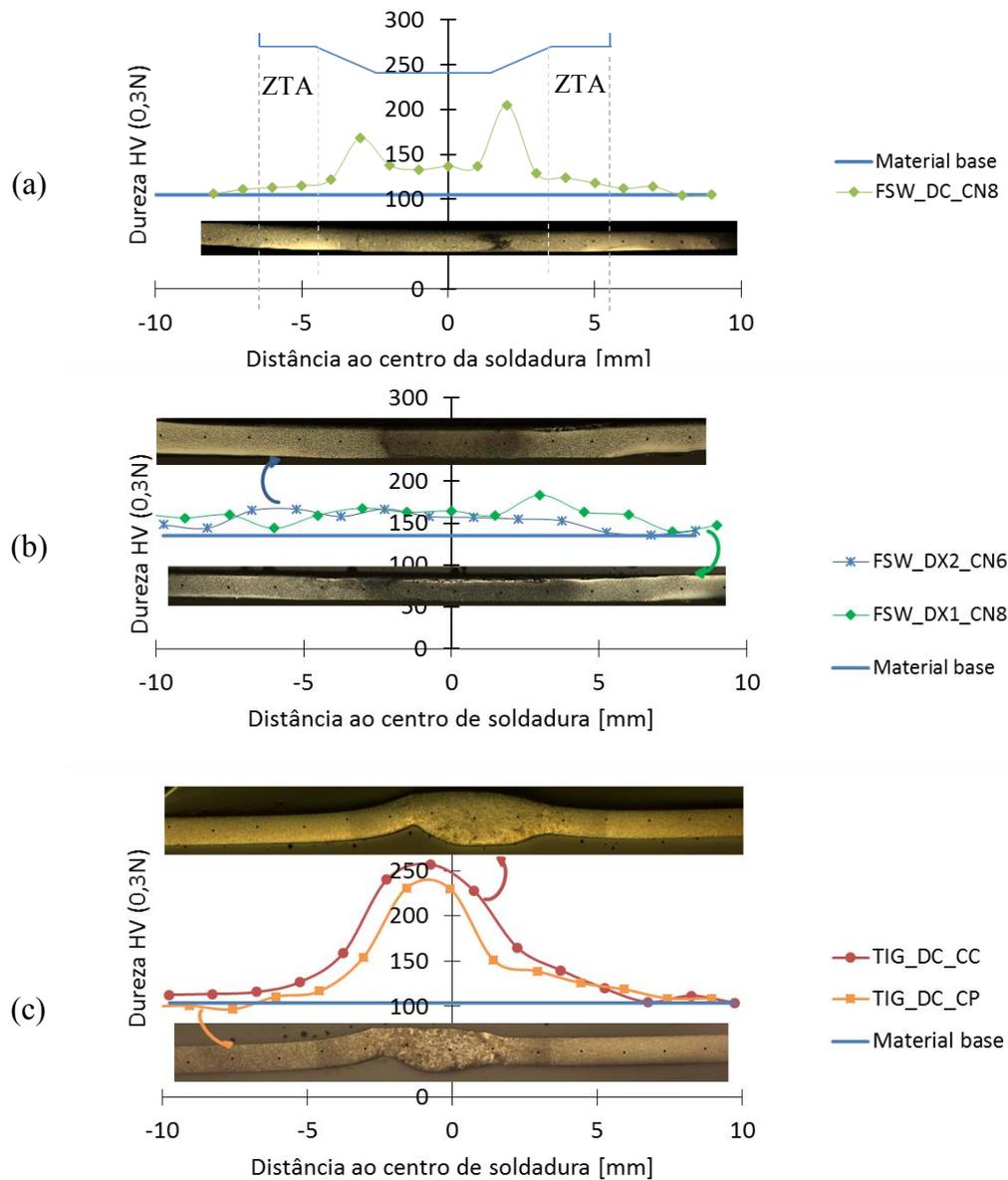


Figura 45 – Gráficos dos perfis de dureza para as cinco soldaduras.

4.2.1.3. Soldaduras obtidas pelo processo TIG

O perfil de durezas para as soldaduras obtidas por fusão está representado na Figura 45 (c). Tal como nas soldaduras anteriores, o perfil de dureza é aproximadamente simétrico. A região da zona fundida apresenta uma dureza muito superior, em relação ao material base. À medida que a distância ao centro da soldadura vai aumentando, a dureza vai progressivamente diminuindo.

Comparando as soldaduras obtidas pelos dois processos, verifica-se que a dureza na zona fundida, para as soldaduras obtidas pelo processo TIG é superior à dureza na região do

nugget, para as soldaduras obtidas por FSW. Esta diferença é justificada pela existência de estruturas frágeis já observadas aquando da análise metalográfica e pelo material de adição que tem uma quantidade de carbono elevada (ANEXO C).

4.2.2. Ensaios de tração

Nesta secção são apresentadas as curvas força-deslocamento, que correspondem à resistência mecânica global da ligação. São também apresentadas as curvas Tensão real/Deformação real obtidas a partir dos ensaios de tração realizados nas cinco soldaduras, que correspondem à resistência local das diferentes zonas das soldaduras. As curvas Tensão real/Deformação real apresentadas nesta secção correspondem a duas zonas: zona fundida/*nugget*, que corresponde à Z1, e zona adjacente à soldadura, que corresponde à Z2. Por uma questão de interpretação de resultados, será esta a designação atribuída ao longo do capítulo, tal como ilustrado na Figura 46, através do mapa de distribuição obtido por DIC.

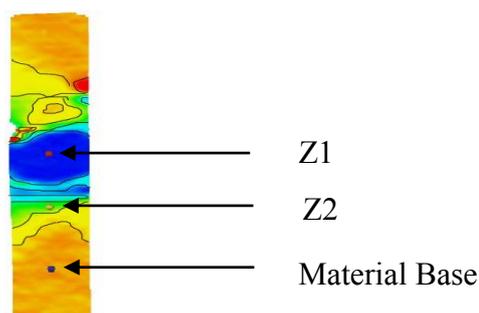


Figura 46 – Esquema das zonas de medição da Tensão real/deformação real.

4.2.2.1. Soldaduras com o Aço DC

Na Figura 47 estão representadas as curvas Força/Deslocamento para as três soldaduras com o aço DC. Através do gráfico da figura é possível concluir que não existem diferenças significativas no comportamento mecânico entre as três soldaduras. Verifica-se que todas as soldaduras começam a deformar plasticamente para um valor de força muito próximo, sensivelmente 3300N, e que a resistência mecânica das três soldaduras é também semelhante à do material base, tendo sofrido rotura para uma força de 5kN, o que é bom do ponto de vista funcional. Através deste gráfico e comparando com o comportamento do material base conclui-se que não houve redução na ductilidade na soldadura relativamente ao material base. Para as soldaduras TIG_DC_CC e TIG_DC_CP este resultado é ótimo

pois, normalmente, é necessário fazer um tratamento térmico para “aliviar” as tensões geradas pela formação de martensite, que tornam a soldadura muito frágil.

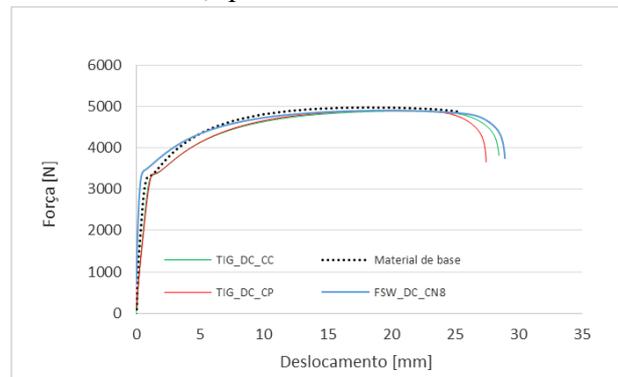


Figura 47 – Gráfico Força/Deslocamento para as três amostras com o aço DC.

Na Figura 48, Figura 49 e Figura 50 são apresentadas as curvas de Tensão/Deformação locais para as três soldaduras realizadas com o aço DC: TIG_DC_CC, TIG_DC_CP e FSW_DC_CN8. Para as três soldadura verifica-se que na Z2 existe um aumento da resistência mecânica, o que confirma a presença de uma zona termicamente afetada, tal como referido na análise metalográfica e ensaios de dureza. É possível verificar, independentemente da soldadura, que existe pouca deformação nesta zona, sendo que, a maior parte da deformação ocorre no material base onde se dá a rotura. Nesta zona, Z2, verifica-se que a tensão limite de elasticidade, é superior à do material base, e que é maior para a soldadura FSW_DC_CN8, ou seja, a soldadura FSW_DC_CN8 é a que suporta uma maior tensão até começar a deformar plasticamente. Por fim, na zona da soldadura/*nugget*, verifica-se que não houve praticamente deformação. Através dos mapas de distribuição da deformação, apresentados nas Figura 52, Figura 51 e Figura 53, pode comprovar-se que a maior deformação ocorreu no material base, onde as amostras sofreram a rotura, e que na zona fundida/*nugget* a deformação é praticamente nula.

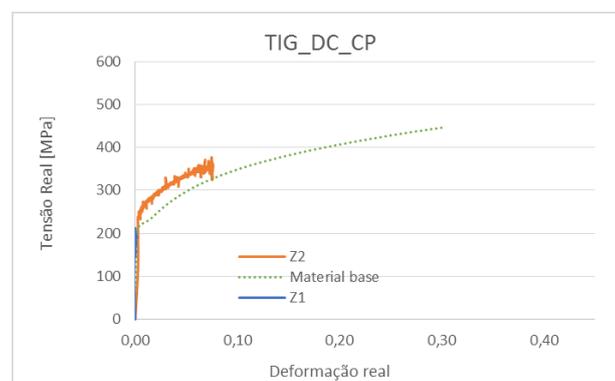


Figura 48 – Gráfico da curva Tensão/Deformação para a amostra TIG_DC_CP.

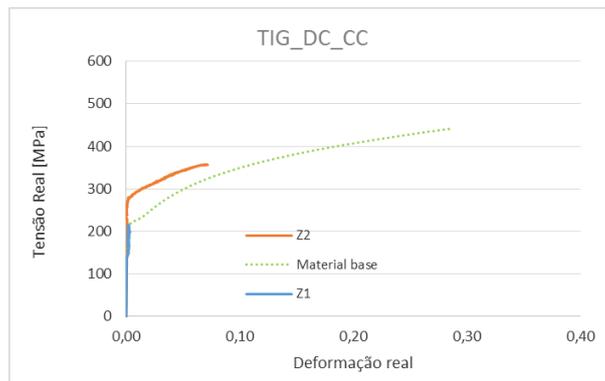


Figura 49 – Gráfico da curva Tensão/Deformação para a amostra TIG_DC_CC.

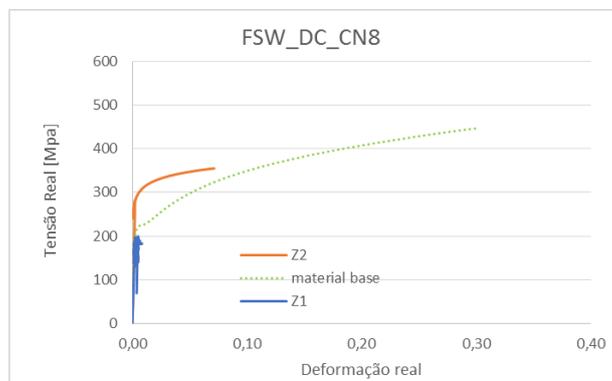


Figura 50 – Gráfico da curva Tensão/Deformação para a amostra FSW_DC_CN8.

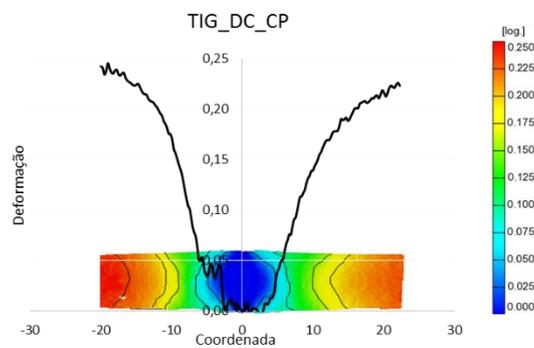


Figura 51 – Mapa de distribuição da deformação e respectiva deformação da amostra TIG_DC_CP.

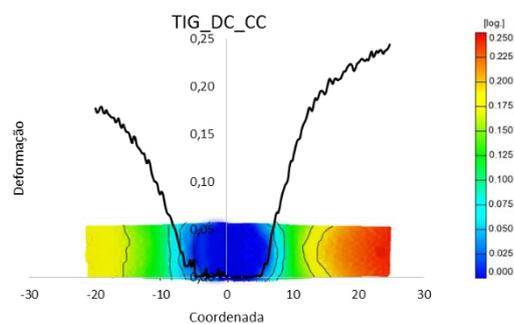


Figura 52 – Mapa de distribuição da deformação e respectiva deformação da amostra TIG_DC_CC.

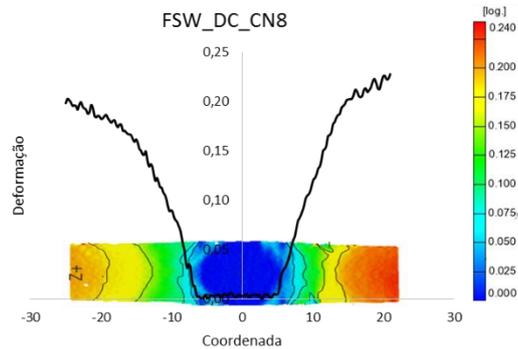


Figura 53 – Mapa de distribuição da deformação e respetiva deformação da amostra FSW_DC_CN8.

4.2.2.2. Soldadura FSW_DX1_CN8

Na Figura 54 está representada a curva Força/Deslocamento para a soldadura FSW_DX1_CN8. Tal como para as soldaduras realizadas com o aço DC, constata-se que a soldadura FSW_DX1_CN8 apresenta um comportamento semelhante ao do material base, sofrendo rotura para o mesmo valor que este, 5,5kN, sem perda de ductilidade. Verifica-se que a soldadura começa a deformar para uma força de 4,3kN, que é um valor muito próximo da tensão limite de elasticidade do material base.

Na Figura 55 estão apresentadas as curvas Tensão real/Deformação real para a soldadura FSW_DX1_CN8. Na Z2 verifica-se que o comportamento mecânico da soldadura é muito semelhante ao do material base, o que apoia o que foi observado através da análise metalográfica e ensaios de dureza. É também possível verificar que existe menos deformação nesta zona do que no material base. Quanto à zona do *nugget*, verifica-se que esta não sofre deformação.

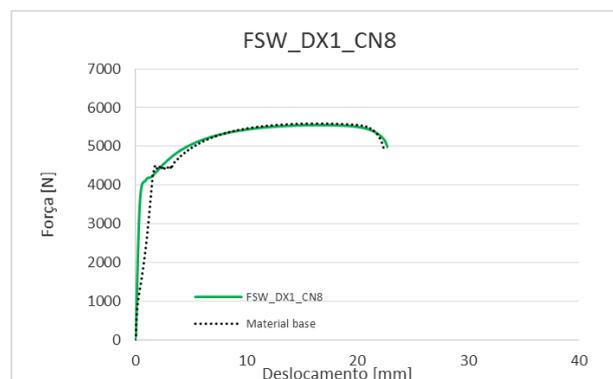


Figura 54 – Gráfico da curva Força/Deslocamento para a amostra FSW_DX1_CN8.

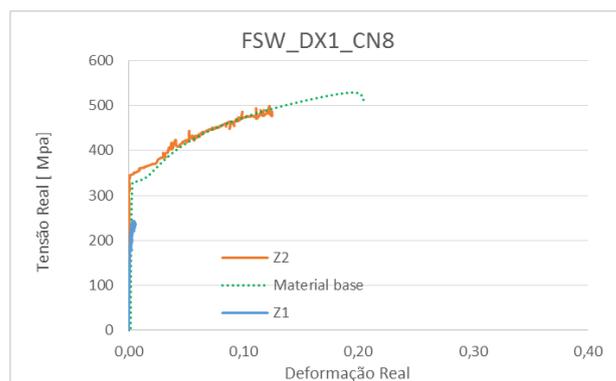


Figura 55 – Gráfico da Curva Tensão/Deformação para a amostra FSW_DX1_CN8.

Na Figura 56 está representado o mapa de distribuição da deformação, em que se pode observar o que foi previamente descrito.

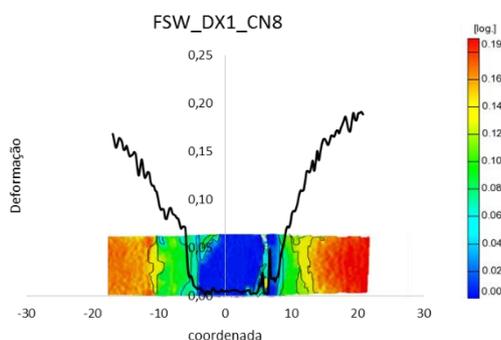


Figura 56 – Mapa de distribuição de deformação e respectiva deformação da amostra FSW_DX1_CN8.

4.2.2.3. Soldadura FSW_DX2_CN6

Na Figura 57 está representada a curva Força/Deslocamento para a soldadura FSW_DX2_CN6. Verifica-se que esta soldadura apresenta uma resistência mecânica semelhante à do material base sem diferenças significativas, tal como todas as soldaduras realizadas. A rotura ocorre para uma força de 6,3kN igualmente ao material base, sem perda de ductilidade.

Na Figura 58 estão representadas as curvas Tensão real/Deformação real para a soldadura FSW_DX2_CN6. Tal como para a soldadura FSW_DX1_CN8, os resultados obtidos estão de acordo com o que foi observado na análise metalográfica e nos ensaios de dureza. O comportamento mecânico da soldadura na Z2 é semelhante ao do material base, ou seja, não existe uma ZTA. Quanto à região do *nugget*, mais uma vez se observa que não

sofreu deformações. Na Figura 59 está representada a deformação sofrida pela soldadura FSW_DX2_CN6.

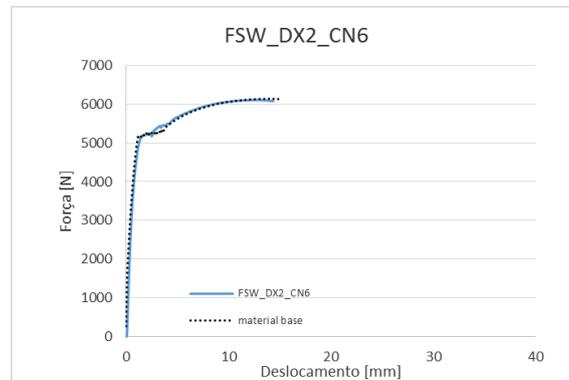


Figura 57 – Gráfico da curva Força/Deslocamento para a soldadura FSW_DX2_CN6.

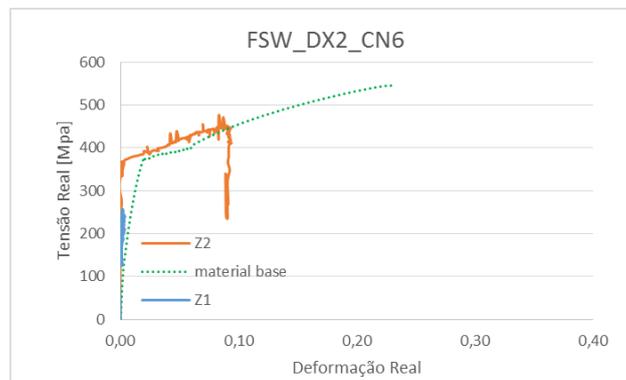


Figura 58 – Gráfico da curva Tensão/Deformação para a soldadura FSW_DX2_CN6

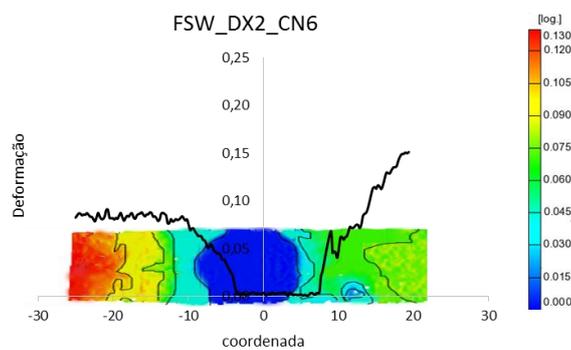


Figura 59 – Mapa de distribuição da deformação e respetiva deformação para a soldadura FSW_DX2_CN6

5. CONCLUSÕES

No presente trabalho foram analisadas soldaduras similares de chapas de aço com configuração topo-a-topo de 1mm de espessura em três materiais base distintos. Independentemente do processo e do material base todas as soldaduras apresentaram boas características microestruturais e mecânicas.

As soldaduras obtidas pelo processo TIG apresentaram três zonas distintas, material base, ZTA e ZF. A ZTA destas soldaduras tem uma extensão muito grande devido às elevadas temperaturas durante o processo, apresentando um gradiente microestrutural. Na região fundida foi possível observar estruturas frágeis, conduzindo a um aumento de dureza nesta zona relativamente ao material base. Entre as soldaduras realizadas com corrente contínua e corrente pulsada verificou-se que a soldadura com corrente contínua apresentou uma maior extensão da zona termicamente afetada.

As soldaduras obtidas pelo processo FSW apresentaram uma microestrutura muito dispar. A soldadura obtida com o aço FSW_DC_CN8 apresentou três zonas, material base, ZTA de grão fino e *nugget*. A ZTA desta soldadura tem uma extensão substancialmente mais pequena do que as soldaduras realizadas pelo processo TIG. Na zona do *nugget* verificou-se um refinamento de grão provocado pela recristalização dinâmica. Através de análise SEM e EDS foi ainda possível identificar partículas de tungsténio provenientes da ferramenta na região do *nugget*, levando à formação de uma estrutura heterogénea e mais dura. Esta soldadura revelou um aumento de dureza na ZTA e na região do *nugget* relativamente ao material base. As soldaduras obtidas com os aços DX1 e DX2 apresentaram apenas duas zonas: *nugget* e material base. Para a soldadura FSW_DX1_CN8 verificou-se um refinamento de grão na região central do *nugget* e um gradiente microestrutural na extremidade provocado pela recristalização dinâmica. Identificou-se também uma linha preta na superfície da amostra. No entanto, dadas as técnicas utilizadas no âmbito da tese, não foi possível identificar a origem dessa descontinuidade. Verificou-se que houve um ligeiro aumento de dureza na zona do *nugget*. Por fim, a soldadura FSW_DX2_CN6 na região do *nugget* apresentou um grão refinado provocado pela recristalização dinâmica. Nesta zona não foi identificado um gradiente microestrutural na extremidade do *nugget*, mas

sim uma transição abrupta entre material base e *nugget*. Verificou-se também um ligeiro aumento de dureza na região do *nugget*.

Independentemente do processo e do material base utilizado, todas as soldaduras apresentaram uma resistência mecânica igual à do material base sem se verificar uma redução na ductilidade

6. PERSPETIVAS DE TRABALHOS FUTUROS

Como foi referido, para a análise microscópica das soldaduras FSW_DX1_CN8 e FSW_DX2_CN6, não foi possível determinar qual a origem da formação das linhas pretas na superfície do *nugget*. Posto isso seria vantajoso recorrer a outras técnicas por forma a determinar qual a sua origem.

Uma outra proposta de trabalho seria investigar qual o efeito da ferramenta (diferentes geometrias e diferentes dimensões) para o aço DX1 e/ou DX2.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Modenesi, P. J., Marques, P. V. Santos, D.B., Soldagem I, Introdução à metalurgia de Soldagem, UFMG,2012. .
- [2] W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Much, P Templesmith, C. J. Dawes, G. B. patent application No. 9125978.8 (December 1991).
- [3] R. Nandan, T. DebRoy, and H. K. D. H. Bhadeshia, “Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties,” *Prog. Mater. Sci.*, vol. 53, pp. 980–1023, 2008.
- [4] D. M. Rodrigues, a Loureiro, and R. M. Leal, “Soldadura por Fricção Linear”, vol. Ano 7, N^o1, pp. 18–19, 2006.
- [5] W. Robert, *Principles of*. 1999.
- [6] Silva, F. J.G. *Tecnologia da soldadura - Uma abordagem técnico-didática*. Porto.Publindústria,2014. .
- [7] F. Pichot, M. Danis, E. Lacoste, and Y. Danis, “Numerical definition of an equivalent GTAW heat source,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 213, no. 7, pp. 1241–1248, 2013.
- [8] P. J. Modenesi and A. Q. Bracarense, “Introdução à Física do Arco Elétrico E sua Aplicação na Soldagem dos Metais,” pp. 1–146, 2007.
- [9] N. John, *Advancing welding processes, technologies and process control*. Cambridge, 2006.
- [10] J. I. Lee and K. W. Um, “Prediction of welding process parameters by prediction of back-bead geometry,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 108, no. 1, pp. 106–113, 2000.
- [11] Acedido a 25 de Março de 2015: <https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso:6848:ed-2:v1:en>.” .
- [12] M. Nagaaravindaraj, J. Ragavan, B. Muthuselvam, and K. Chandarasekaran, “Influence of Process Parameters on AA7075 in TIG Welding,” vol. 2, pp. 13–18, 2015.
- [13] *Welding Handbook, Vol. 2, Welding Processes*, American Welding Society, 8th ed., 1991. 2000.
- [14] J. N. Pires, A. Loureiro, and G. Böllmsjo, *Robotic Welding: System Issues*. 2006.
- [15] A. Raveendra, B. V. R. R. Kumar, and A. N. Sivakumar, “Effect of welding parameters on 5052 aluminium alloy weldments Using TIG welding,” vol. 3, no. 3, pp. 10302–10309, 2014.
- [16] C. Kim, W. Choi, J. Kim, and S. Rhee, “Relationship between the Weldability and the Process Parameters for Laser-TIG Hybrid Welding of Galvanized Steel Sheets,” *Mater. Trans.*, vol. 49, no. 1, pp. 179–186, 2008.
- [17] A. J. R. Loureiro, “Aspectos tecnológicos e metalúrgicos,” pp. 1–102, 2009.

- [18] B. Arivazhagan and M. Vasudevan, “A comparative study on the effect of GTAW processes on the microstructure and mechanical properties of P91 steel weld joints,” *J. Manuf. Process.*, vol. 16, no. 2, pp. 305–311, 2014.
- [19] J. Yoo, K. Han, Y. Park, and C. Lee, “Correlation between microstructure and mechanical properties of heat affected zones in Fe-8Mn-0.06C steel welds,” *Mater. Chem. Phys.*, vol. 146, no. 1–2, pp. 175–182, 2014.
- [20] P. Modenesi, “Introdução à metalurgia da soldagem,” Belo Horizonte, MG ..., 2006.
- [21] Acedido a 2 de Abril de 2015:
<http://www.ebah.pt/content/ABAAAACtYAB/fissuracao-interlamelar?part=2>.
- [22] R. P. Skelton, I. W. Goodall, G. a. Webster, and M. W. Spindler, “Factors affecting reheat cracking in the HAZ of austenitic steel weldments,” *Int. J. Press. Vessel. Pip.*, vol. 80, no. 7–8, pp. 441–451, 2003.
- [23] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, “Friction stir welding and processing,” *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 50, pp. 1–78, 2005.
- [24] C. A. Maltin, L. J. Nolton, J. L. Scott, A. I. Toumpis, and A. M. Galloway, “The potential adaptation of stationary shoulder friction stir welding technology to steel,” *Mater. Des.*, vol. 64, pp. 614–624, 2014.
- [25] S. Ahmed, A. Shubhrant, A. Deep, and P. Saha, “Development and Analysis of Butt and Lap welds in Micro Friction Stir Welding (μ FSW),” no. Aimtdr, pp. 1–5, 2014.
- [26] P. J. Modenesi, “Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas,” p. 27, 2011.
- [27] T. Lienert and W. S. Jr, “Friction stir welding studies on mild steel,” *Weld. Journal-...*, no. January, pp. 1–9, 2003.
- [28] C. M. A. Leitão, “INFLUENCE OF BASE MATERIAL PLASTIC PROPERTIES AND PROCESS PARAMETERS ON FRICTION STIR WELDABILITY,” 2013.
- [29] C. Meran, “The joint properties of brass plates by friction stir welding,” *Mater. Des.*, vol. 27, pp. 719–726, 2006.
- [30] R. S. Mishra and M. W. Mahoney, *Friction Stir Welding and Processing*. 2007.
- [31] A. Toumpis, A. Galloway, S. Cater, and N. McPherson, “Development of a process envelope for friction stir welding of DH36 steel - A step change,” *Mater. Des.*, vol. 62, pp. 64–75, 2014.
- [32] W. M. Thomas, P. L. Threadgill, and E. D. Nicholas, “Feasibility of friction stir welding steel,” *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 4, pp. 365–372, 1999.
- [33] Galvao I., Leitao C., Loureiro A., “Friction Stir Welding of Very Thin Plates” 2012.
- [34] A. Scialpi, M. De Giorgi, L. a C. De Filippis, R. Nobile, and F. W. Panella, “Mechanical analysis of ultra-thin friction stir welding joined sheets with dissimilar and similar materials,” *Mater. Des.*, vol. 29, no. 5, pp. 928–936, 2008.
- [35] G. Osinski, J. F. Camargo, R. T. Lermen, and S. Internacional, “Influência da geometria da ferramenta e parametros na soldagem de chapas sobrepostas de aluminio pelo processo friction stir welding.”

-
- [36] J. F. Camargo and J. F. Camargo, “estudo da união de chapas sobrepostas de alumínio , utilizando o processo ‘ friction stir welding ’” 2013.
- [37] R. M. Leal and A. Loureiro, “Defects Formation in Friction Stir Welding of Aluminium Alloys,” *Mater. Sci. Forum*, vol. 455–456, pp. 299–302, 2004.
- [38] K. Kumar and S. V. Kailas, “The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 485, no. 1–2, pp. 367–374, 2008.
- [39] R. Nandan, G. G. Roy, T. J. Lienert, and T. Debroy, “Three-dimensional heat and material flow during friction stir welding of mild steel,” *Acta Mater.*, vol. 55, no. 3, pp. 883–895, 2007.
- [40] H. Fujii, L. Cui, N. Tsuji, M. Maeda, K. Nakata, and K. Nogi, “Friction stir welding of carbon steels,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 429, no. 1–2, pp. 50–57, 2006.
- [41] P. Vilaça, J. Gandra, and C. Vidal, “Chapter 7 - Linear Friction Based Processing Technologies for Aluminum Alloys: Surfacing , Stir Welding and Stir Channeling,” *Alum. Alloy. - New Trends Fabr. Appl.*, pp. 159–197, 2012.
- [42] A. K. Lakshminarayanan and V. Balasubramanian, “An assessment of microstructure, hardness, tensile and impact strength of friction stir welded ferritic stainless steel joints,” *Mater. Des.*, vol. 31, no. 10, pp. 4592–4600, 2010.
- [43] Y. G. Kim, H. Fujii, T. Tsumura, T. Komazaki, and K. Nakata, “Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 415, no. 1–2, pp. 250–254, 2006.
- [44] H. Bin Chen, K. Yan, T. Lin, S. Ben Chen, C. Y. Jiang, and Y. Zhao, “The investigation of typical welding defects for 5456 aluminum alloy friction stir welds,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 433, no. 1–2, pp. 64–69, 2006.
- [45] K. Yabuuchi, N. Tsuda, A. Kimura, Y. Morisada, H. Fujii, H. Serizawa, S. Nogami, A. Hasegawa, and T. Nagasaka, “Effects of tool rotation speed on the mechanical properties and microstructure of friction stir welded ODS steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 595, pp. 291–296, 2014.
- [46] I. Galvão, R. M. Leal, D. M. Rodrigues, and a. Loureiro, “Influence of tool shoulder geometry on properties of friction stir welds in thin copper sheets,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 213, no. 2, pp. 129–135, 2013.
- [47] B. Li, Y. Shen, and W. Hu, “The study on defects in aluminum 2219-T6 thick butt friction stir welds with the application of multiple non-destructive testing methods,” *Mater. Des.*, vol. 32, no. 4, pp. 2073–2084, 2011.
- [48] C. Zhou, X. Yang, and G. Luan, “Effect of root flaws on the fatigue property of friction stir welds in 2024-T3 aluminum alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 418, no. 1–2, pp. 155–160, 2006.
- [49] S. Papaefthymiou, C. Goulas, and E. Gavalas, “Micro-friction stir welding of titan zinc sheets,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 216, pp. 133–139, 2015.
- [50] G. Products, Z. Fumes, and S. Hazard, “Welding Galvanized Steel -- Safely Welding of Galvanized Products Welding Galvanized Steel -- Safely Properties of Galvanized Steel Welds,” *Environ. Heal.*, vol. 102, no. June 1994, pp. 1–6, 1999.

- [51] T. J. Lienert, W. L. Stellwag, B. B. Grimmett, and R. W. Warke, “Friction Stir Welding Studies on Mild Steel,” *Weld. J.*, no. January, pp. 1–9, 2003.
- [52] A. K. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian, and M. Salahuddin, “Microstructure, tensile and impact toughness properties of friction stir welded mild steel,” *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 17, no. 10, pp. 68–74, 2010.
- [53] N. President, “21st Annual General Meeting, Xiamen, 22-26,” no. December, 2008.
- [54] G. M. Song, T. Vystavel, N. Van Der Pers, J. T. M. De Hosson, and W. G. Sloof, “Relation between microstructure and adhesion of hot dip galvanized zinc coatings on dual phase steel,” *Acta Mater.*, vol. 60, no. 6–7, pp. 2973–2981, 2012.
- [55] B. Arivazhagan, G. Srinivasan, S. K. Albert, and a. K. Bhaduri, “A study on influence of heat input variation on microstructure of reduced activation ferritic martensitic steel weld metal produced by GTAW process,” *Fusion Eng. Des.*, vol. 86, no. 2–3, pp. 192–197, 2011.
- [56] J. Oñoro, “Martensite microstructure of 9-12%Cr steels weld metals,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 180, no. 1–3, pp. 137–142, 2006.
- [57] Acedido a 23 Março de 2015:
https://engineering.und.edu/research/aemc/_files/images/photos/research/fswprocess1.jpg .

ANEXO A

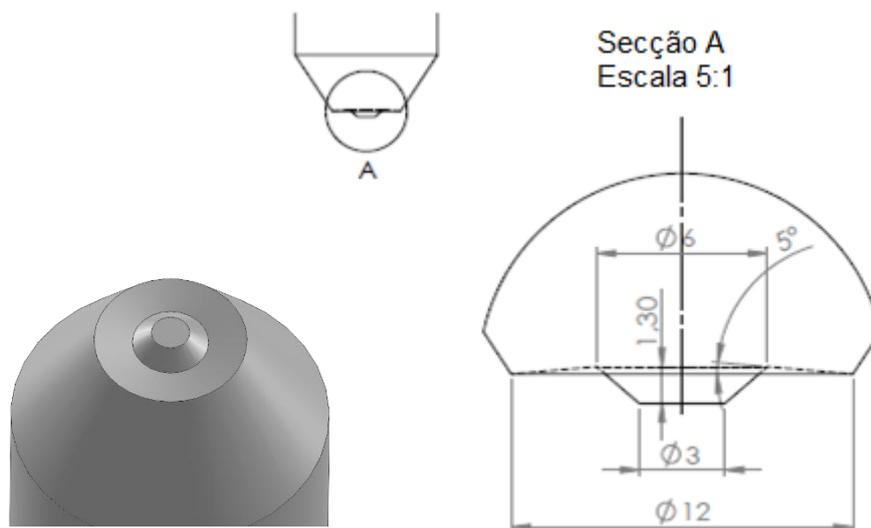


Figura 60 – Geometria da ferramenta CN6.

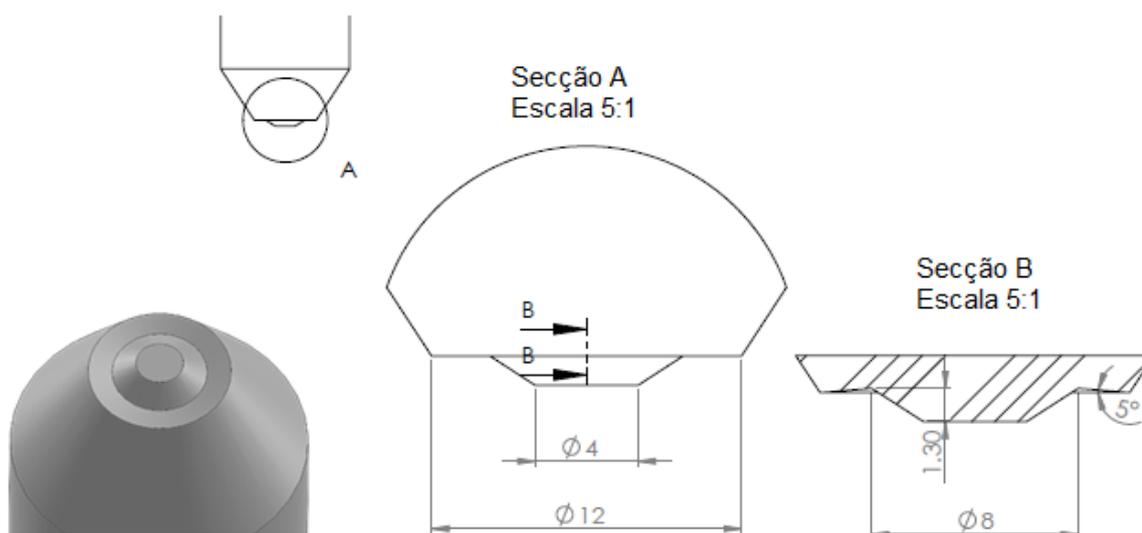


Figura 61 – Geometria da ferramenta CN8.

ANEXO B

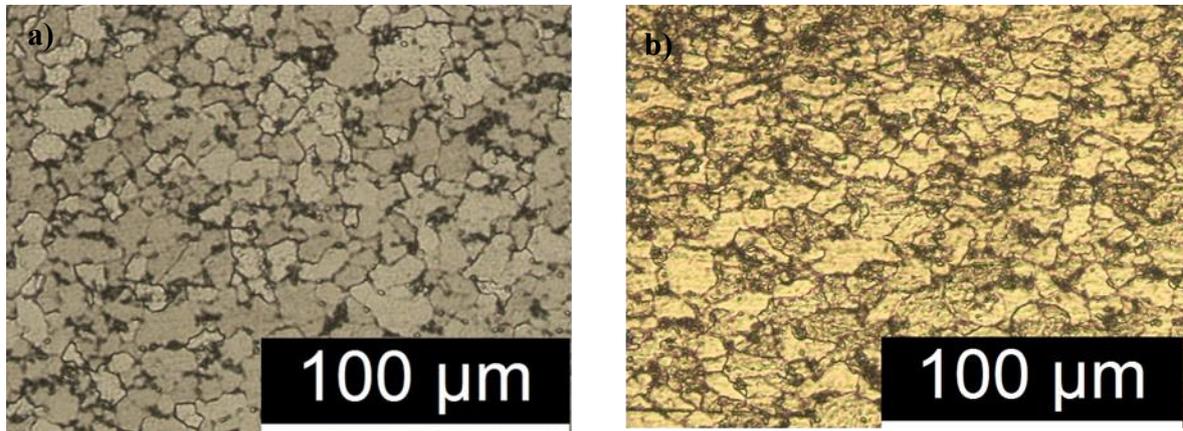


Figura 62 – a) Material base DX1; b) Material base DX2.

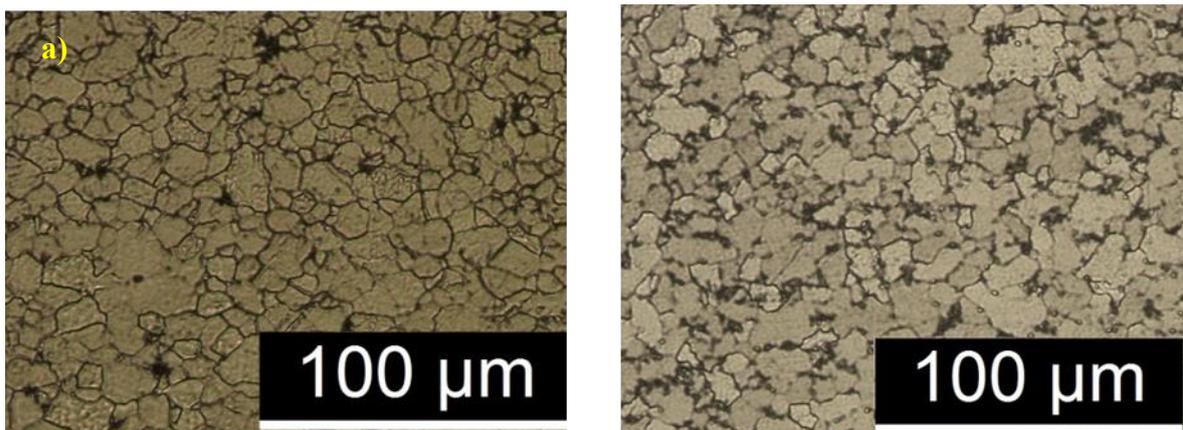


Figura 63 – a) Material base DC e b) material base DX1.

ANEXO C


Product Data Sheet
 W 'Tungsten inert gas arc welding'

OK Tigrod 13.12

Signed by Mats Linde	Approved by Per Sundberg/Barbro Karlström	Reg no EN002282	Cancelling EN000608	Reg date 2004-07-02	Page 1 (2)
-------------------------	--	--------------------	------------------------	------------------------	---------------

REASON FOR ISSUE

Classification weld metal, chemical composition changed.

GENERAL

A copper coated, low alloyed, chromium-molybdenum (1% Cr, 0,5% Mo) rod for GTAW of creep resistant steels of the same type, such as pipes in pressure vessels and boilers. The rod can also be used for welding low-alloyed high strength steels with a minimum tensile strength of 550 Mpa.

Shielding Gas: I1 (EN 439)

Alloy Type: Low alloyed steel (1 % Cr - 0.5 % Mo)

CLASSIFICATIONS Wire Electrode

 EN 12070
 SFA/AWS A5.28
 DIN 8575
 W CrMo1Si
 ER80S-G
 W.nr. 1.7339

APPROVALS

 UDT
 VdTÜV
 DIN 8575
 04952

CHEMICAL COMPOSITION

	All Weld Metal (%)		Wire/Strip (%)	
	Nom	Min	Max	
C	0.1	0.08	0.12	
Si	0.7	0.50	0.70	
Mn	1.0	0.80	1.20	
P	0.010		0.020	
S	0.015		0.020	
Cr	1.1	1.00	1.30	
Mo	0.5	0.40	0.60	

MECHANICAL PROPERTIES OF WELD METAL

Properties	All Weld Metal			
	Ar (I1) AWS		Ar (I1) EN	
	As welded		Stress relieved 700°C 0,5h	
	Min	Typ	Min	Typ
Rp0.2 (MPa)	470	560	355	560
Rm (MPa)	550	720	510	650
A4-A5 (%)	19	24	20	26
Z (%)		70		
Charpy V at 20°C (J)		120	47	180
Charpy V at -20°C (J)		50		
Charpy V at -30°C (J)		40		
Charpy V at -40°C (J)		20		
Charpy V at -60°C (J)		20		