



UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Luís Carlos Gomes Meirinho

**LIGAÇÃO SUSTENTÁVEL DE AÇOS PARA A
INDÚSTRIA AUTOMÓVEL**

Dissertação no âmbito do Mestrado em Engenharia Mecânica, no ramo de
Produção e Projeto orientada pela Professora Doutora Dulce Maria Esteves
Rodrigues e pelo Professor Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão e apresentada à
Universidade de Coimbra/Departamento de Engenharia Mecânica

Julho de 2023

1 2



9 0

FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Ligação Sustentável de Aços para a Indústria Automóvel

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

Sustainable Joining of Steels for the Automotive Industry

Autor

Luís Carlos Gomes Meirinho

Orientadores

Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues

Professor Carlos Miguel Almeida Leitão

Júri

Presidente	Professora Doutora Nataliya Sakharova Professora Auxiliar Convidada da Universidade de Coimbra
Orientador	Professor Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão Professor Auxiliar da Universidade de Coimbra
Vogais	Doutor David Gomes Andrade Investigador na Universidade de Coimbra

“A mente que se abre a uma nova ideia jamais voltará ao seu tamanho original.”

Albert Einstein

Agradecimentos

A elaboração desta dissertação de mestrado não teria sido possível sem o incentivo e colaboração de algumas pessoas a quem não posso deixar de agradecer.

Em primeiro lugar, quero agradecer aos meus pais, irmã e avós por todo o apoio incondicional e por toda a confiança que depositaram em mim ao longo do meu percurso académico.

Aos meus orientadores, a Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues, pela partilha de conhecimento, pela sua constante disponibilidade e por toda a ajuda fornecida na redação desta dissertação, e o Professor Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão, por toda a ajuda disponibilizada na realização da parte prática da dissertação, pela sua boa disposição e por todos os conhecimentos transmitidos.

Quero agradecer, ainda, ao Doutor David Andrade por toda a sua disponibilidade e ajuda em diversas partes deste trabalho, ao Professor Miguel Pereira, por todos os conselhos, ao Professor Doutor Luís Vilhena e ao Senhor Fernando Bernardes pela disponibilidade, ajuda e todos os conhecimentos fornecidos.

Por último, um agradecimento especial a todos os meus amigos, por todas as alegrias e momentos partilhados ao longo do percurso académico, e por todo o apoio, disposição e conselhos prestados.

Resumo

Com a presente dissertação pretende-se contribuir para a implementação industrial do processo *Tool Assisted Friction Spot Welding* (TAFSW) na soldadura por pontos de chapas de aço. Com este objetivo, foram produzidas e analisadas diversas soldaduras num aço de alta resistência e baixa liga (HC420LA), variando o número de chapas (2, 3 e 4 chapas) e o tempo de soldadura (5, 15 e 30 segundos).

Durante a produção das soldaduras foram registadas as temperaturas, utilizando uma câmara termográfica, assim como, o binário e a força, através do equipamento onde foram produzidas as soldaduras. O pós-processamento destes dados, permitiu concluir que nenhum dos parâmetros avaliados condicionou de forma determinante os valores máximos da temperatura ou do binário, tendo sido registados, em todos os ensaios, uma temperatura máxima de aproximadamente 1200 °C e um binário máximo de aproximadamente 30 Nm. Os valores registados para a força máxima apresentaram uma dispersão aleatória, não tendo sido possível estabelecer qualquer relação entre a sua evolução e os parâmetros do processo em análise.

A análise microestrutural das soldaduras produzidas permitiu observar uma zona afetada pelo processo em todas as amostras, mesmo nas soldaduras de 4 chapas produzidas em 5 segundos. Foi registado um gradiente decrescente do tamanho de grão ao longo da secção vertical das soldaduras, apresentando uma microestrutura ferrítica acicular com grãos de bainite dispersos na matriz. Foram ainda analisadas as regiões correspondentes à última interface das soldaduras produzidas, tendo-se observado uma concentração maior de descontinuidades na região da ligação para as chapas soldadas em apenas cinco segundos.

Foi ainda efetuada a caracterização mecânica das soldaduras. Os ensaios de dureza revelaram um gradiente decrescente de dureza ao longo das secções verticais das soldaduras, o qual foi associado ao gradiente térmico imposto pela ferramenta de soldadura. Os ensaios de tração revelaram que as soldaduras com maior resistência foram as produzidas em 30 segundos. A força máxima registada, foi de aproximadamente 16 kN, independentemente da interface avaliada.

Palavras-chave: TAFSW, Aço, Temperatura, Binário, Força, Microestrutura, Dureza, Tração

Abstract

The present dissertation aims to contribute to the industrial implementation of the Tool Assisted Friction Spot Welding (TAFSW) in spot welding of steel sheets. In this context, several welds were produced and analysed on a high-strength low alloy steel (HC420LA), varying the number of sheets (2, 3, and 4 sheets) and the welding time (5, 15, and 30 seconds).

During the weld production, thermal cycles were recorded using a thermal camera, and torque and force, were measured using the welding equipment. After the post-processing of this data, it was concluded that none of the evaluated parameters significantly influenced the maximum values of temperature or torque. In all tests, the maximum registered values were, around 1200 °C for the temperature, and around 30 Nm for the torque. The maximum registered values of force showed no relationship with the evaluated parameters and exhibited a random dispersion.

Microstructural analysis of the welds revealed a process affected zone in all tests, even in the welds with 4 sheets produced in 5 seconds. A decreasing grain size gradient was observed along the vertical section of the weld, having an acicular ferritic microstructure with dispersed bainite grains in the matrix. The regions corresponding to the last interface of each weld were also analysed, revealing a higher concentration of discontinuities for the welds produced in only 5 seconds.

Mechanical tests were also performed on the welds. Hardness tests revealed a decreasing hardness gradient along the vertical sections of the welds, that was associated with the thermal gradient imposed by the welding tool. Tensile tests showed higher shear strength in the 30-second welds. The maximum shear load registered was approximately 16 kN, regardless of the evaluated interface.

Keywords: TAFSW, Steel, Temperature, Torque, Force, Microstructure, Hardness, Shear strength

Índice

Índice de Figuras	ix
Índice de Tabelas	xiii
SIMBOLOGIA E SIGLAS.....	xv
Simbologia.....	xv
Siglas	xvi
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. ESTADO DA ARTE	5
2.1. Os Aços ARBL	5
2.2. A tecnologia FSW.....	7
2.3. A tecnologia FSSW	8
2.3.1. Características das soldaduras produzidas por FSSW.....	13
2.3.2. Influência dos parâmetros de processo nas características das soldaduras ...	15
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	17
3.1. Material Base	18
3.2. A ferramenta de soldadura	18
3.3. Parâmetros do processo	19
3.4. Aquisição da temperatura	20
3.5. Aquisição do binário e da força	21
3.6. Metalografia.....	22
3.7. Análise da microdureza	23
3.8. Ensaio de tração ao corte.....	23
4. ANÁLISE DE RESULTADOS.....	25
4.1. Análise da temperatura, binário e força	27
4.1.1. Análise da temperatura	27
4.1.2. Análise do binário.....	29
4.1.3. Análise da força	32
4.1.4. Influência do número de chapas e do tempo de soldadura nas condições de soldadura.....	34
4.2. Análise microestrutural.....	35
4.2.1. Material base.....	35
4.2.2. Secção transversal das soldaduras	35
4.2.3. Microestrutura das interfaces das soldaduras	40
4.3. Análise dos perfis de microdureza.....	41
4.3.1. Influência do tempo de soldadura.....	41
4.3.2. Influência do número de chapas	43
4.4. Ensaio de tração em corte.....	45
4.4.1. Influência do tempo de soldadura.....	46
4.4.2. Influência do número de chapas	47
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	49
5.1. Conclusões	49

5.2. Sugestões para trabalhos futuros	50
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	51
APÊNDICE A	57
APÊNDICE B	59
APÊNDICE C	69

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1: Exemplos de aços ARBL e a sua aplicação na indústria automóvel (Adaptado [23]).	6
Figura 2.2: Esquema do processo FSW numa junta topo a topo (Adaptado [28]).	8
Figura 2.3: Momentos do FSSW: a) Penetração b) Estabilização c) Retração (adaptado [34]).	9
Figura 2.4: Representação esquemática do processo <i>RFSSW</i> .	11
Figura 2.5: Esquema representativo do hook defect em a) FSSW convencional b) <i>Refill</i> SSW e c) <i>Pinless</i> FSSW. (Adaptado [46]).	11
Figura 2.6: Diferentes designs de ferramentas sem pino novas (em cima) e após 20 soldaduras em alumínio (em baixo). (Adaptado [47]).	12
Figura 2.7: Esquema ilustrativo de uma soldadura sobreposta produzida por PFSSW. (Adaptado[49]).	13
Figura 2.8: Típica microfotografia da vista transversal de uma soldadura criada por FSSW (Adaptado [50]).	14
Figura 3.1: Esquema de montagem de soldadura por TAFSW (Adaptado [16]).	17
Figura 3.2: a) Ferramenta modular b) base de 16 mm.	19
Figura 3.3: Esquema de montagem para obtenção da temperatura durante a soldadura (Adaptado [21]).	20
Figura 3.4: Esquema de corte das amostras para análise microestrutural.	22
Figura 3.5: Esquema de preparação das amostras para os ensaios de tração.	24
Figura 3.6: Esquema final das amostras para os ensaios de tração.	24
Figura 4.1: Esquema da medição do diâmetro e da profundidade de penetração das soldaduras.	25
Figura 4.2: Evolução da temperatura para as soldaduras com a) 2 chapas, b) 3 chapas e c) 4 chapas.	28
Figura 4.3: Evolução da temperatura para as soldaduras produzidas em a) 5 segundos, b) 15 segundos e c) 30 segundos.	29
Figura 4.4: Evolução do binário para as soldaduras com a) 2 chapas, b) 3 chapas e c) 4 chapas.	30
Figura 4.5: Evolução do binário para as soldaduras produzidas em a) 5 segundos, b) 15 segundos e c) 30 segundos.	31
Figura 4.6: Evolução da força para as soldaduras com a) 2 chapas, b) 3 chapas e c) 4 chapas.	32
Figura 4.7: Evolução da força para as soldaduras produzidas em a) 5 segundos, b) 15 segundos e c) 30 segundos.	33

Figura 4.8: Influência do número de chapas e do tempo de soldadura a) na temperatura b) no binário e c) na força.	34
Figura 4.9: Microestrutura do material base do aço HC420 com uma ampliação a) 2000x e b) 20x.	35
Figura 4.10: a) Microestrutura central da soldadura com 4 chapas produzida em 5 segundos com ampliação na região correspondente à b) 1ª chapa, c) 2ª chapa, d) 3ª chapa e e) 4ª chapa. f) Microestrutura central da soldadura com 4 chapas produzida em 30 segundos com ampliação na região correspondente à g) 1ª chapa, h) 2ª chapa, i) 3ª chapa e j) 4ª chapa.	37
Figura 4.11: Microestrutura da região correspondente à primeira chapa das soldaduras produzidas em 5 segundos com a) 2 chapas, c) 3 chapas e e) 4 chapas, e das soldaduras produzidas em 30 segundos com b) 2 chapas, d) 3 chapas e f) 4 chapas.	39
Figura 4.12: Região correspondente à última interface das soldaduras produzidas em 5 segundos com a) 2 chapas, b) 3 chapas e c) 4 chapas, produzidas em 15 segundos com d) 2 chapas, e) 3 chapas e f) 4 chapas e produzidas em 30 segundos com g) 2 chapas, h) 3 chapas e i) 4 chapas.	40
Figura 4.13: Perfil vertical de microdurezas das soldaduras com a) 2 chapas, b) 3 chapas e c) 4 chapas.	43
Figura 4.14: Perfil vertical de microdurezas das soldaduras produzidas em a) 5 segundos, b) 15 segundos e c) 30 segundos.	44
Figura 4.15: Curvas força-deslocamento obtidas nos ensaios de tração.	45
Figura 4.16: Fratura por <i>pull out</i> a) vista de frontal e b) vista lateral. Fratura na interface a) vista da interface e b) vista lateral.	46
Figura 4.17: Força de tração em corte máxima para as soldaduras com o mesmo número de chapas.	46
Figura 4.18: Força de tração máxima para as soldaduras com o mesmo tempo de soldadura.	47
Figura B.1: a) Macrografia da soldadura S_{2_30} . b) Secção vertical para microdureza. c) e d) Microestrutura da 1ª interface.	59
Figura B.2: a) Macrografia da soldadura S_{3_30} b) Secção vertical para microdureza. c) e d) Microestrutura da 1ª interface. e) e f) Microestrutura da 2ª interface.	60
Figura B.3: a) Macrografia da soldadura S_{4_30} . b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1ª interface. d) Microestrutura da 2ª interface. e) Microestrutura da 3ª interface.	61
Figura B.4: a) Macrografia da soldadura S_{2_15} . b) Secção vertical para microdureza. c) e d) Microestrutura da 1ª interface.	62
Figura B.5: a) Macrografia da soldadura S_{3_15} b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1ª interface. d) e e) Microestrutura da 2ª interface.	63

Figura B.6: a) Macrografia da soldadura S_{4_15} . b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1ª interface. d) Microestrutura da 2ª interface. e) Microestrutura da 3ª interface.	64
Figura B.7: a) Macrografia da soldadura S_{2_5} . b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1ª interface.	65
Figura B.8: a) Macrografia da soldadura S_{3_5} b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1ª interface. d) Microestrutura da 2ª interface.	66
Figura B.9: a) Macrografia da soldadura S_{4_5} b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1ª interface. d) Microestrutura da 2ª interface. e) Microestrutura da 3ª interface	67

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1: Composição química do HC420 [%].....	18
Tabela 3.2: Propriedades mecânicas do HC420.	18
Tabela 3.3: Parâmetros das soldaduras.....	20
Tabela 4.1: Parâmetros corrigidos das soldaduras.....	26
Tabela A.1: Parâmetros de saída das soldaduras utilizadas para a análise microestrutural.	57
Tabela A.2: Parâmetro de saída das soldaduras utilizadas para os ensaios de tração.	57

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

Al	– Alumínio
C	– Carbono
Cr	– Crómio
Cu	– Cobre
D	– Diâmetro da ferramenta
d_z	– Profundidade de penetração
F	– Força
F_{man}	– Força de manutenção
F_{max}	– Força máxima
M	– Binário
M_{man}	– Binário de manutenção
M_{max}	– Binário máxima
Mn	– Manganês
Mo	– Molibdénio
Nb	– Nióbio
NbC	– Carboneto de Nióbio
NbNC	– Carbonitreto de Nióbio
P	– Fósforo
S	– Enxofre
Si	– Silício
T	– Temperatura
t_e	– Tempo de estabilização
th	– Número de chapas
Ti	– Titânio
T_{man}	– Temperatura de manutenção
T_{max}	– Temperatura máxima
t_p	– Tempo de penetração

V – Vanádio

v – Velocidade linear

α – Ângulo de inclinação

ω – Velocidade de rotação

Siglas

ARBL – Alta Liga e Baixa Resistência

EDS – *Energy Dispersive Spectroscopy*

FSLW – *Friction Stir Lap Welding*

FSSW – *Friction Stir Spot Welding*

FSW – *Friction Stir Welding*

HA – Ângulo do *hook*

HAZ – *Heat Affected Zone*

HSLA – *High Strength Low Alloy*

MB – Material Base

PAZ – Região Afetada pelo Processo

PFSSW – *Pinless Friction Stir Spot Welding*

RFSSW – *Refill Friction Stir Spot Welding*

RSW – *Resistance Spot Welding*

SEM – *Scanning Electron Microscopy*

SZ – *Stir Zone*

TAFSW – *Tool Assisted Friction Spot Welding*

TAFW – *Tool Assisted Friction Welding*

TMAZ – *Thermo-Mechanically Affected Zone*

TWI – *The Welding Institute*

UE – União Europeia

ZF – Zona Fundida

ZTA – Zona Termicamente Afetada

1. INTRODUÇÃO

A urgência em reduzir as emissões de dióxido de carbono é, cada vez mais, uma realidade atual. Esta realidade levou a UE à criação do “Objetivo 55 – *Fit for 55*”, lei que visa reduzir as emissões líquidas de gases com efeito de estufa em, pelo menos, 55%, até 2030. O pacote de propostas engloba diversos setores, entre os quais a indústria automóvel, na qual foram implementadas metas mais elevadas, com o objetivo de reduzir as emissões de CO₂ em 100% até 2035, data a partir da qual, serão removidos do mercado todos os veículos comerciais ligeiros com motor de combustão interna[1]

A necessidade de reduzir o consumo de combustível nos veículos com motor de combustão, assim como a implementação de baterias de peso elevado nos veículos elétricos, levou a indústria automóvel a procurar meios para diminuir o peso da estrutura, de modo a aumentar a eficiência da energia consumida. Contudo, a resistência da estrutura não pode comprometer a segurança dos tripulantes e, assim, surgiu a necessidade de estudar materiais que cumprissem com estes requisitos. Os aços HSLA (*High strength low alloy*), ou, em português, aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), são materiais já bastante utilizados por esta indústria [2] devido, não só, à sua relação de elevada resistência/peso, mas também, à sua boa conformabilidade[3]–[5].

A necessidade de utilizar novos aços, cada vez mais resistentes, conduziu também a esforços redobrados no desenvolvimento e implementação de métodos de soldadura passíveis de serem utilizados na sua ligação. Com efeito, os métodos convencionais de soldadura por fusão revelaram-se ineficientes na ligação dos aços ARBL, devido à redução das propriedades mecânicas na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA) das soldaduras, relativamente à resistência mecânica do metal base [6]–[9]. Em 1991 surgiu uma nova técnica de soldadura em estado sólido, inventada por Wayne Thomas no *The Welding Institute* (TWI), designada por *Friction Stir Welding* (FSW) [10]. Este novo método de soldadura assenta na utilização de uma ferramenta rotativa, que se movimenta ao longo da interface das chapas a unir, criando a junção por geração de calor e deformação plástica dos materiais a ligar. Este método de soldadura tem vindo a ser amplamente investigado com vista à sua aplicação na indústria automóvel, com o objetivo de ultrapassar as dificuldades

em soldar materiais, tais como algumas ligas de alumínio, aços de elevada resistência e, até mesmo, materiais dissimilares.

Nas últimas décadas, surgiram algumas variantes do processo FSW, tais como a tecnologia *Friction Stir Spot Welding*, (FSSW), inventada por Sakano *et al.* (2001) [11]. Esta tecnologia, em tudo semelhante ao processo FSW, foi criada com o objetivo de realizar soldaduras por pontos para aplicações típicas da indústria automóvel. Recentemente, Mira-Aguiar *et al.* (2016) [12], testaram a utilização de ferramentas simplificadas na ligação em junta sobreposta de materiais metálicos, concluindo ser possível a obtenção de soldaduras de elevada qualidade, sem que ocorra a mistura mecânica dos materiais a ligar na região da ligação (*stir*), sendo a ligação promovida pela ação conjunta da elevada pressão exercida pela ferramenta e do calor gerado pela fricção da mesma com a superfície do elemento superior da junta. Atendendo à ausência de mistura mecânica dos materiais (*stir*), nos mecanismos de ligação, os autores designaram o processo por *Tool Assisted Friction Welding* (TAFW). A utilização de uma ferramenta simplificada demonstrou ser vantajosa, quer pelo aumento da sua vida útil, quer pela possibilidade de suprimir alguns defeitos típicos da ligação por FSW em junta sobreposta [12]–[15]. A utilização de ferramentas simplificadas foi também já testada na produção de soldaduras por pontos em chapas de alumínio [16], [17], em materiais dissimilares [18]–[20] e em aços[21], [22]. Contudo, a implementação de qualquer tipo de processo de soldadura a nível industrial requer que este seja rápido, mas que também permita a produção de ligações de elevada qualidade. No caso do processo *Tool Assisted Friction Spot Welding* (TAFSW), é ainda necessário assegurar a reprodutibilidade e eficiência mecânica das soldaduras produzidas. Para tal, é fundamental analisar em mais detalhe as condições termomecânicas subjacentes ao processo de ligação e otimizar os procedimentos utilizados para a produção das soldaduras.

Assim, com esta dissertação, pretendeu-se fazer uma análise da evolução da temperatura, do binário e da força, durante a ligação por TAFSW de chapas de aço HC420LA. A análise das condições termomecânicas foi complementada com a caracterização mecânica e microestrutural das soldaduras. Para a produção das soldaduras foi utilizada uma ferramenta em carboneto de tungsténio, com diâmetro de 16 mm, animada de uma velocidade de rotação constante de 1500 rpm. De modo a melhor entender o efeito da dissipação de calor e da distribuição da pressão na qualidade da ligação, foram efetuadas soldaduras por pontos em chapas sobrepostas em multicamada (2, 3 e 4 chapas). Para além

de variar o número de chapas, analisou-se também a influência do tempo de soldadura na qualidade das ligações (5, 15 e 30 segundos).

Com base na tipologia das análises efetuadas e dos resultados obtidos, esta dissertação foi dividida em 5 capítulos. Depois desta breve introdução, no Capítulo 2 é descrito o Estado da Arte, o qual é focado na descrição detalhada dos processos FSSW e TAFSW, e ainda, na descrição dos estudos realizados com vista à sua aplicação na produção de soldaduras em aço. No capítulo 3 é apresentado o procedimento experimental, complementado com uma descrição do material base e das suas propriedades. O capítulo 4 está dividido em quatro partes. A primeira parte é dedicada à análise da temperatura, do binário e da força, registados durante a soldadura dos diferentes conjuntos de chapas. Na segunda parte, são avaliadas as microestruturas das várias soldaduras, e na terceira parte, são apresentados os resultados da análise local da resistência das ligações, através de medições de microdureza. Finalmente, na quarta parte, são analisados os resultados dos ensaios de tração em corte de amostras de diversas tipologias, obtidas a partir das soldaduras dos diferentes conjuntos de chapas. O capítulo 5, que finaliza a dissertação, apresenta as principais conclusões do trabalho efetuado e algumas sugestões para trabalhos futuros.

2. ESTADO DA ARTE

Cada vez mais as empresas estão a ser pressionadas no sentido de implementarem processos de fabrico sustentáveis. A necessidade de fabricar produtos leves, com elevada resistência, de forma rápida, eficiente e amiga do ambiente, é reconhecida como um dos grandes objetivos da indústria deste século.

A tecnologia *Friction Stir Welding* (FSW) é um processo de soldadura em estado sólido, altamente eficiente em termos energéticos, que pode ser aplicada na ligação de diversos materiais, produzindo soldaduras resistentes de forma rápida, económica e com baixo impacto ambiental. Este processo é assim considerado uma solução viável para atender aos desafios de sustentabilidade da indústria moderna e, por isso, já diversas empresas implementaram esta tecnologia para produzir soldaduras, sobretudo, em alumínio. No entanto, para a aplicação desta tecnologia na soldadura de aços, há ainda um longo caminho a percorrer. Neste contexto, no presente capítulo é efetuada uma breve revisão sobre as características principais dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), grupo no qual se enquadra o material base utilizado neste trabalho. De seguida, é apresentada uma revisão da evolução dos processos FSW e FSSW, dando-se especial destaque a alguns dos principais avanços destas tecnologias, que culminaram na criação de novas variantes, das quais se destaca a técnica *Tool Assisted Friction Spot Welding* (TAFSW), utilizada neste trabalho. Por último, são analisados alguns resultados relativos à microestrutura de soldaduras em aços, produzidas por FSSW, e à influência dos parâmetros do processo nas suas características.

2.1. Os Aços ARBL

Os aços ARBL foram introduzidos na indústria automóvel, em 1973, num esforço de reduzir o peso dos automóveis e, conseqüentemente, o consumo de combustível. Contudo, atualmente, esta indústria depara-se com outros desafios no desenvolvimento de aços para este objetivo. Com efeito, para além da redução de peso, estes materiais devem apresentar excelente conformabilidade e soldabilidade [23]. Foram estas características e, ainda, a boa tenacidade e resistência à corrosão, que fizeram dos aços ARBL, um material bastante importante na indústria automóvel [3].

Tal como mostra a Figura 2.1, os aços ARBL podem dividir-se em duas famílias: laminados a quente e laminados a frio. Os aços laminados a quente são utilizados no chassis, no suporte do motor, nas jantes e em componentes de suspensão. Os aços laminados a frio são utilizados para aplicações onde não são necessários altos níveis de conformabilidade [23].

Grade	Product type	Functional properties	Main applications	Surface quality
HSLA 260-420 HSLA 550 HSLA 750	Hot rolled Hot rolled Hot rolled	Cold forming Cold forming Cold forming	Chassis, wheels, rim and disc, and suspension parts	Non exposed and Semi-exposed (wheels)
HSLA 320 HSLA 420 HSLA 590	Cold rolling for hot dip galvanizing	Cold forming	Automotive parts that require certain levels of stretch-forming and deep drawing characteristics	Non exposed Non exposed

Figura 2.1: Exemplos de aços ARBL e a sua aplicação na indústria automóvel (Adaptado [23]).

Os aços ARBL distinguem-se dos restantes, pelo seu baixo teor em carbono (0,02 a 0,2%), o que lhes confere boa ductilidade e soldabilidade. De entre os restantes elementos de liga que podem fazer parte da composição destes aços, destacam-se o níquel (Ni), o crómio (Cr), o cobre (Cu) e o molibdénio (Mo), que podem chegar a concentrações de 1,5% no total, o manganês (Mn), cuja percentagem pode variar entre 1 e 2%, e o silício (Si), que pode chegar até 0,5%. Outros elementos de liga, como o nióbio (Nb), o vanádio (V) e o titânio (Ti), podem também ser adicionados em pequenas quantidades, para proporcionar melhores propriedades mecânicas. Cada elemento de liga tem uma funcionalidade específica nas propriedades dos aços ARBL. Por exemplo, o manganês atua como endurecedor, pois reduz a temperatura de transformação austenite-bainite. Já o nióbio, por vezes auxiliado pelo vanádio, faz com que o limite de elasticidade aumente até 500 MPa. O nióbio é um dos elementos de liga mais importantes na composição destes aços, por aumentar a dureza e a resistência do aço, ao aumentar a temperatura a que se dá a recristalização da austenite [4].

2.2. A tecnologia FSW

Patenteado em 1991, o processo FSW é um processo de soldadura em estado sólido que surgiu como alternativa à soldadura por fusão de ligas de alumínio. Com efeito, estas ligas apresentam soldabilidade reduzida pelas tecnologias de fusão convencionais, devido à sua elevada suscetibilidade à formação de defeitos tais como porosidades, empenos ou fendas, associadas à ocorrência de fenómenos de fissuração a quente [10]. O processo FSW, não só permitiu soldar ligas de alumínio que, até à data da sua invenção, eram consideradas como “não soldáveis”, como permite, ainda, soldar materiais dissimilares [24]. Para além disso, na soldadura por pontos de ligas de alumínio, por exemplo, as ferramentas de FSW apresentam vidas úteis muito mais longas do que a dos elétrodos utilizados na soldadura por RSW [3]. Como a geração de calor depende apenas da fricção entre a ferramenta e o metal base, assim como da deformação plástica dos materiais a soldar, a temperatura nunca excede o ponto de fusão do material base, evitando defeitos associados à mudança de estado, como mudanças na solubilidade de gases e alterações volumétricas, frequentemente associados aos processos de soldadura por fusão. As baixas temperaturas de soldadura também permitem a redução de distorções e tensões residuais, aumentando a resistência à fadiga das soldaduras e permitindo soldar chapas muito finas [25].

O processo FSW, na sua forma mais convencional, está ilustrado na Figura 2.2. Tal como mostra a figura, o processo começa com a rotação de uma ferramenta cilíndrica não consumível, que contém uma protuberância na base, designada por pino, a qual penetra na interface das duas chapas, de modo a deformar plasticamente os materiais a unir, promovendo a mistura mecânica dos mesmos (*stir*), em estado sólido. Pan (2007) [26] divide o modo de operação em soldadura por FSW em dois métodos: por controlo de posição, no qual a ferramenta permanece numa posição pré-estabelecida durante todo o processo de soldadura, e por controlo de força, no qual a posição da ferramenta é ajustada de modo a garantir uma força axial constante ao longo do processo.

Independentemente do modo de operação, quando a base da ferramenta, com um pequeno ângulo de inclinação, entra em contacto com a superfície da chapa superior, inicia-se a geração de calor por fricção. Com o aumento da temperatura, dá-se o amaciamento dos materiais a soldar, o que facilita o fluxo dos mesmos em torno do eixo da ferramenta. Após um período, estabelecido de modo a permitir a estabilização das condições termomecânicas, a ferramenta é deslocada linearmente ao longo da interface entre os elementos a unir. Após

a passagem da ferramenta, os materiais misturados em estado sólido, originam a junção das chapas. No final da operação, a ferramenta é retirada, deixando um orifício característico (*keyhole*) no final da soldadura, resultante da penetração do pino. Apesar de na Figura 2.2 estar representada a operação de soldadura para uma configuração de junta topo a topo, esta tecnologia permite também a criação de soldaduras em junta sobreposta[27]. Neste caso, a tecnologia passa a designar-se por *Friction Stir Lap Welding* (FSLW).

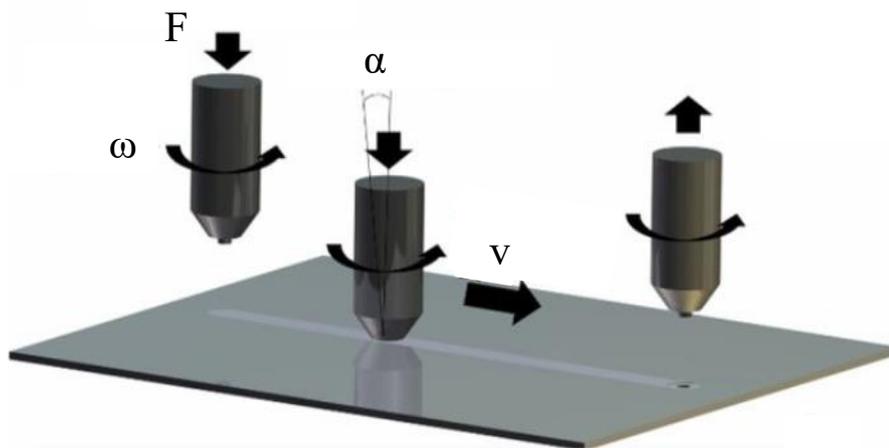


Figura 2.2: Esquema do processo FSW numa junta topo a topo (Adaptado [28]).

Tal como mostra a Figura 2.2, os principais parâmetros operatórios do processo FSW são a geometria da ferramenta, as velocidades de rotação (ω) e linear (v), o ângulo de inclinação (α) e a força axial (F), se a soldadura for realizada em controlo de força, ou a profundidade de penetração (d_z), no caso de a soldadura ser feita em controlo de posição. Todos estes parâmetros desempenham um papel fundamental na geração de calor e no fluxo do material em torno da ferramenta, durante o processo de soldadura, e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas das juntas [29] [30]. Vários estudos foram desenvolvidos para tentar prever a influência de cada um destes parâmetros na qualidade final das soldaduras.

2.3. A tecnologia FSSW

Segundo Chao (2003) [31] os carros modernos contêm entre 2000 e 5000 soldaduras por pontos. Todas elas têm de apresentar boa resistência, em condições de cargas monótonas e cíclicas, e boa tenacidade, de modo a garantir a segurança dos tripulantes e a integridade da estrutura do automóvel.

Atualmente, a tecnologia mais utilizada na indústria automóvel para criar este tipo de soldaduras é o processo *Resistance Spot Welding* (RSW), devido à rapidez e facilidade de

automatização do mesmo para produções em larga escala [32]. Vários estudos foram já efetuados para tentar perceber como é que este processo afeta a resistência e os modos de falha das soldaduras em aços convencionais. No entanto, o surgimento de aços mais sofisticados, assim como a necessidade de desenvolver novas tecnologias, capazes de os ligar por soldadura, tem vindo a aumentar [33].

O processo FSSW, surgiu em 2001, tendo o mesmo princípio básico de funcionamento da tecnologia FSW. O que diferencia os dois processos é a supressão do movimento linear da ferramenta, na tecnologia FSSW, de modo a permitir produzir soldaduras por pontos [11]. Neste processo, a ferramenta rotativa penetra na chapa superior da junta sobreposta, gerando calor e promovendo a mistura dos materiais, por deformação plástica, tal como em FSW [26]. No entanto, o fluxo ascendente e descendente dos materiais, através da interface das chapas sobrepostas, origina dificuldades acrescidas na produção das soldaduras.

Existem três fases essenciais no processo de soldadura por FSSW [34] [14]. A primeira, designada por fase de penetração (Figura 2.3 a)), corresponde ao tempo que a ferramenta, já em rotação, demora até atingir a profundidade de soldadura pré-estabelecida. Na segunda fase, designada por fase de estabilização (Figura 2.3 b)), a ferramenta permanece em rotação, à profundidade máxima, durante um período pré-estabelecido, durante o qual a soldadura é finalizada. Finalmente, na terceira fase, designada por fase de retração (Figura 2.3 c)), a ferramenta é retirada, deixando um *keyhole* característico do processo.

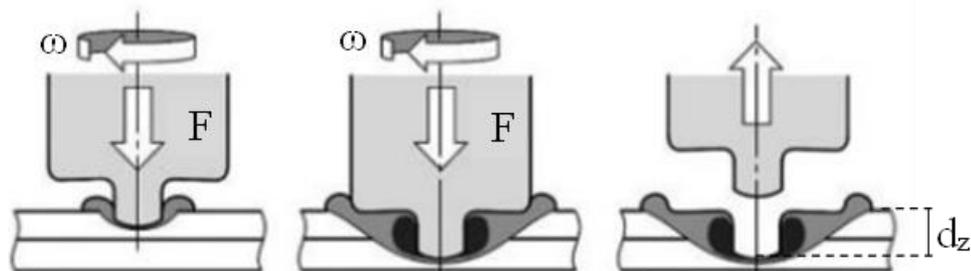


Figura 2.3: Momentos do FSSW: a) Penetração b) Estabilização c) Retração (adaptado [34])

Tal como em FSW, os parâmetros que influenciam a qualidade das soldaduras em FSSW são a geometria da ferramenta, a velocidade de rotação (ω), a profundidade de penetração (d_z), em controlo de posição, ou a força axial, em controlo de força, e o tempo de estabilização (t_e) [35]. Os ciclos térmicos durante a soldadura podem ser controlados através de uma boa seleção dos parâmetros do processo [36].

Uma das diferenças importantes entre as tecnologias FSW e FSSW assenta na geometria da ferramenta. Isto, porque enquanto em soldaduras topo-a-topo por FSW, a

mistura dos materiais a unir ocorre através de uma interface paralela ao eixo da ferramenta, em FSSW, a mistura dos materiais na junta sobreposta ocorre através de uma interface perpendicular ao eixo da ferramenta [37]. Atendendo à importância do fluxo vertical na execução da ligação, a geometria do pino tem sido um dos aspectos mais investigados por vários autores dedicados ao desenvolvimento da tecnologia FSSW. Paidar *et al.* (2015) [35] concluíram que ferramentas com pinos triangulares produzem soldaduras com maior resistência ao corte do que as produzidas com pinos cilíndricos. Li *et al.* (2016) [38], por outro lado, concluíram que ferramentas com pinos com rosca em metade do seu comprimento produzem soldaduras com maior área de ligação do que as produzidas por ferramentas com pinos completamente roscados. Patel *et al.* (2017) [39] testaram várias geometrias de pino (cônico, quadrado, pentagonal e hexagonal) para estudar a influência do pino na geração de calor durante o período de penetração, concluindo que o pino com geometria cônica é aquele que conduz a menor geração de calor. Os autores associaram este resultado ao menor volume de material movimentado pela ferramenta, em comparação com as outras geometrias.

Devido à presença do pino, como parte integrante da geometria da ferramenta, todos os estudos citados registaram a presença de um orifício circular (*keyhole*) nas soldaduras. O *keyhole* é geralmente visto como um defeito, bem como o *hook defect*, que está associado ao fluxo vertical de material através da interface perpendicular ao eixo da ferramenta e, tal como a designação indica, constitui uma fenda em forma de gancho na chapa superior da junta. Segundo Yin *et al.* a distância entre a ponta do *hook* e a periferia do *keyhole* tem grande influência na resistência das soldaduras [40] [41] [42]. Como estes defeitos reduzem bastante a resistência ao corte e à fadiga das soldaduras, vários estudos têm sido focados na sua eliminação. Um dos métodos desenvolvidos para este fim, apelidado de *Refill* FSSW (RFSSW), foi inventado por Christoph Schilling e Jorge dos Santos, em 2004 [43].

Na tecnologia *Refill* FSSW, representada na Figura 2.4, a ferramenta consegue armazenar parte do material extraído da junta durante a penetração do pino e, posteriormente, utilizá-lo para preencher o *keyhole*, aquando da extração da ferramenta. No entanto, apesar do sucesso desta técnica na eliminação do *keyhole*, o mesmo não foi conseguido no que concerne à eliminação do *hook defect*. Uematsu *et al.* (2008) [44] concluíram que as soldaduras criadas por este método apresentavam maior resistência à tração, devido ao

aumento da área transversal, mas que a resistência à fadiga era menor comparativamente à das soldaduras com *keyhole*.

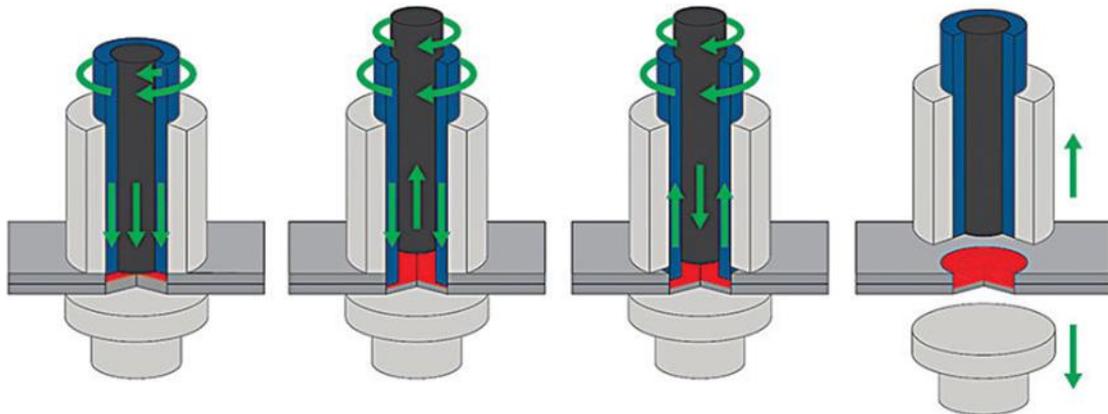


Figura 2.4: Representação esquemática do processo RFSSW.

Outro método, proposto, em 2009, por Bakavos e Pragnell [45], para a eliminação do *keyhole*, assenta na utilização de ferramentas sem pino. Esta técnica, muitas vezes apelidada de *Pinless FSSW* (PFSSW), permite remover o *keyhole* devido à eliminação do pino. No entanto, apesar da supressão do *keyhole*, foi observado que o *hook defect* continua a ser um dos grandes condicionantes das propriedades das soldaduras produzidas por PFSSW [46].

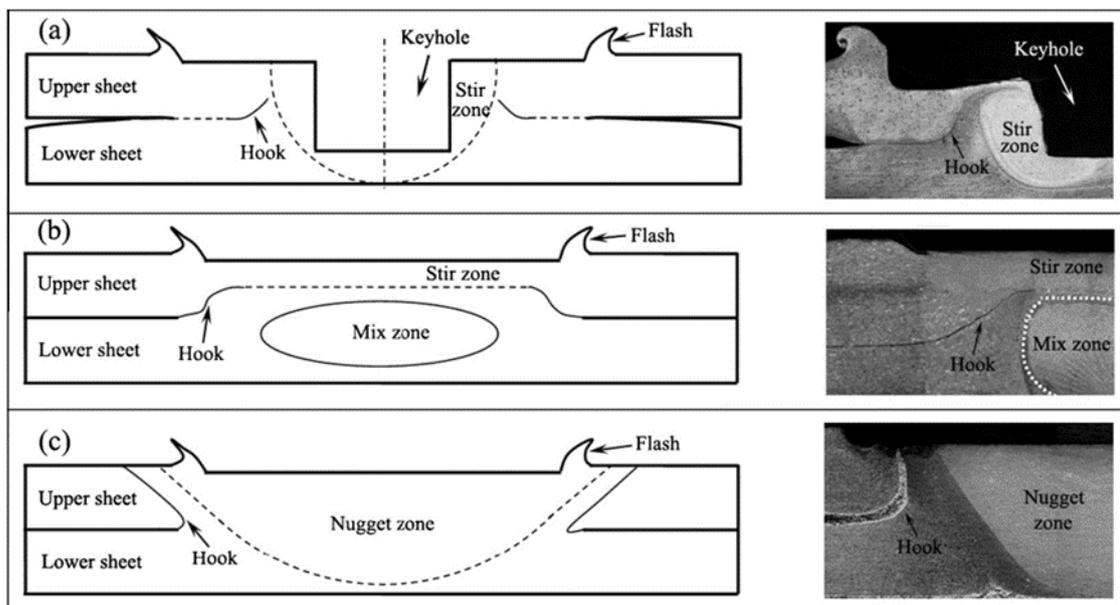


Figura 2.5: Esquema representativo do hook defect em a) FSSW convencional b) *Refill SSW* e c) *Pinless FSSW*. (Adaptado [46]).

Bakavos *et al.* (2011) [47] analisaram a influência da geometria da base das ferramentas sem pino na qualidade das soldaduras produzidas por PFSSW em chapas de

alumínio. Neste estudo foi concluído que a geometria da base influencia o fluxo de material durante a soldadura. Os autores concluíram ainda que as ferramentas (b), (c) e (d), que se mostram na Figura 2.6, foram as que conduziram ao fluxo de material e à geração de calor mais eficazes, o que resultou numa melhor resistência das soldaduras. Para as ferramentas perfiladas, foi ainda concluído que o aumento do tempo de estabilização resultou num aumento do fluxo descendente do material, o que conduziu à formação de *hook defects*. Já com a ferramenta plana, o aumento do tempo de estabilização não surtiu efeito no fluxo de material.

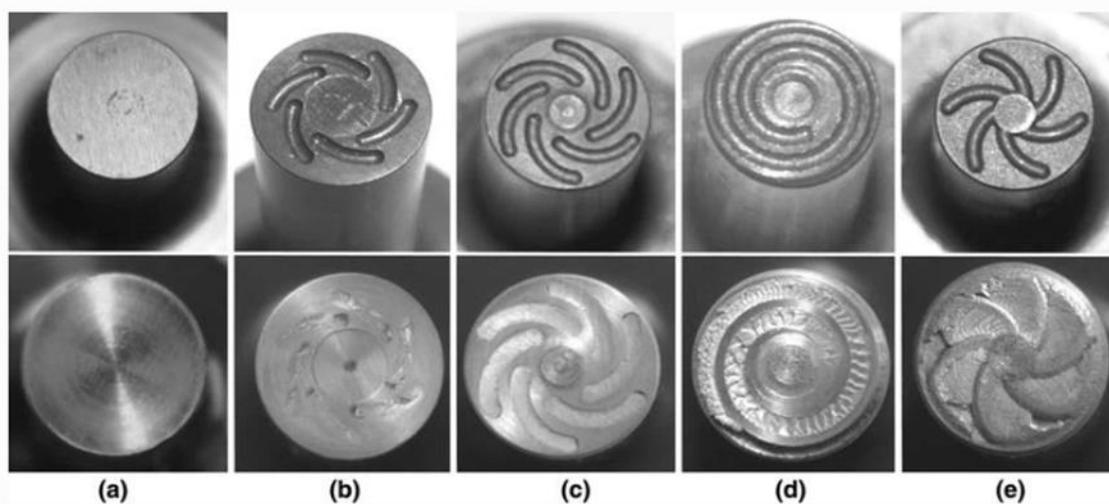


Figura 2.6: Diferentes designs de ferramentas sem pino novas (em cima) e após 20 soldaduras em alumínio (em baixo). (Adaptado [47]).

Tozaki *et al.* (2010) [48] também utilizaram uma ferramenta sem pino, com perfil em espiral para produzir soldaduras por PFSSW na liga de alumínio 6061-T4. Ao comparar as soldaduras produzidas, com soldaduras produzidas no mesmo material utilizando ferramentas com pino, os autores concluíram que a resistência das soldaduras produzidas por *Pinless* FSSW era significativamente maior. Chu *et al.* (2017) [49] observaram que a profundidade de penetração e o tempo de estabilização desempenham um papel importante na morfologia do *hook defect*. O aumento destes dois parâmetros influencia o fluxo de material, provocando uma alteração na orientação do *hook defect*. Os autores concluíram que a resistência das soldaduras era mais elevada quando o ângulo do *hook*, correspondente ao ângulo representado por HA na Figura 2.7, se aproximava de um ângulo reto. Ainda de acordo com os autores, com o aumento do tempo de estabilização, o ângulo do *hook* aumenta, passando a obtuso e, conseqüentemente, reduzindo a resistência da soldadura.

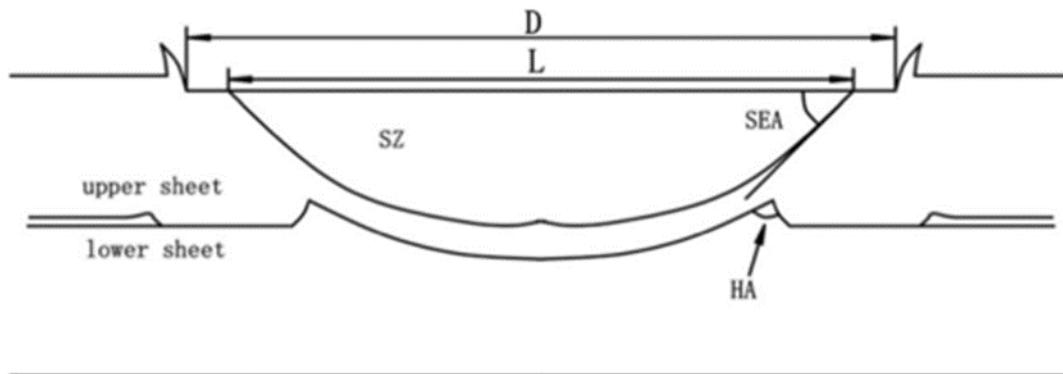


Figura 2.7: Esquema ilustrativo de uma soldadura sobreposta produzida por PFSSW. (Adaptado[49]).

Mais recentemente, em 2016, Mira Aguiar *et al.* [12] analisaram em detalhe o fluxo de material, e os mecanismos de ligação, em soldadura com ferramentas sem pino, em junta sobreposta, de chapas de aço. Os autores concluíram que a ligação não resulta da mistura mecânica dos materiais através da interface, pelo que os mecanismos de ligação são necessariamente diferentes dos que determinam a ligação em FSW. As razões que os levaram a concluir a inexistência de fluxo de material ascendente ou descendente, foi a inexistência de *hook defects*, a presença de vestígios de tungsténio no topo da soldadura, provocados pelo desgaste da ferramenta, e a presença de vestígios de zinco no topo e na interface da soldadura, que foram associados ao revestimento galvanizado das chapas, mas que não foram detetados em nenhuma região interna da soldadura. Os autores observaram também microestruturas semelhantes na interface e nas regiões imediatamente adjacentes. Esta constatação levou os autores a apelidar a ligação com ferramentas sem pino de *Tool Assisted Friction Welding* (TAFW). Com efeito, segundo Mira Aguiar *et al.* (2016) [12], a soldadura ocorre por difusão atômica promovida pela combinação de pressão e temperaturas elevadas e não por mistura mecânica dos materiais através da interface a ligar.

2.3.1. Características das soldaduras produzidas por FSSW

Um exemplo da microestrutura das soldaduras criadas por FSSW pode ser consultado na Figura 2.8 [50]. Como é possível observar na figura, para além do material base, é possível distinguir mais três zonas constituintes destas soldaduras. A SZ (*Stir Zone*) é a região onde ocorrem deformação plástica intensa dos metais base e temperaturas elevadas, resultando na recristalização do material deformado. A TMAZ (*Thermo-Mechanically Affected Zone*) corresponde ao volume de material que apesar de ter sido sujeito a deformação plástica severa, não foi submetido a temperaturas suficientemente elevadas para promover a sua

recristalização. A HAZ (*Heat Affected Zone*) é a porção de material que sofre transformações microestruturais, devido à exposição aos ciclos térmicos de soldadura, apesar de não ter sido submetido a deformação plástica [51].

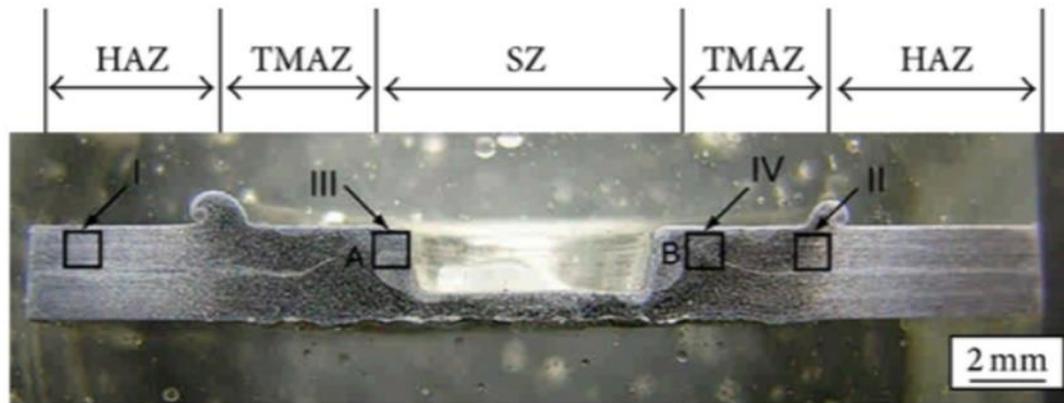


Figura 2.8: Típica microfotografia da vista transversal de uma soldadura criada por FSSW (Adaptado [50]).

As características das microestruturas nas diferentes regiões das soldaduras produzidas em ligas de alumínio, por FSSW, foi já bastante estudada. No entanto, no que concerne à análise da evolução da microestrutura nas soldaduras em aços, o conhecimento é ainda bastante incipiente. A recristalização associada à deformação plástica, bem como a forma como esta pode ser afetada pelas transformações de fase que ocorrem nos aços a temperaturas superiores a 1000 °C, fazem com que a evolução da microestrutura dos aços seja mais complicada do que a observada em ligas de alumínio [52]. Com efeito, ao produzirem soldaduras por FSSW em chapas de aço DP800, Kyffin *et al.* (2006) [53] denotaram algumas transformações microestruturais na soldadura. O material base apresentava uma microestrutura ferrítica, com algumas ilhas martensíticas dispersas. A HAZ apresentava a mesma microestrutura que o material base, ainda que, com um grão mais fino e a SZ apresentava indícios de ter sofrido recristalização total, resultando numa matriz completamente martensítica. Num estudo semelhante, mas relativo à soldadura do aço DP590, Ohashi *et al.* (2009) [54] registaram as mesmas transformações microestruturais reportadas pelos autores anteriores, acrescentando apenas que a TMAZ apresentava, tal como a SZ, uma matriz completamente martensítica, ainda que com um grão mais refinado.

Mira-Aguiar *et al.* (2016) [12], no estudo original onde propuseram o conceito de *Tool Assisted Friction Welding*, avaliaram a secção transversal de dois aços: um aço macio (DC01) e um aço de baixo teor de carbono (DX51D). Ambas as soldaduras apresentaram uma região afetada pelo processo (PAZ) extensa, com um gradiente decrescente do tamanho

de grão desde o topo até à base. Apesar disso, os autores reportam algumas diferenças na evolução microestrutural dos dois aços. As soldaduras no aço DX51D não apresentaram grandes alterações na microestrutura, a qual era caracterizada por uma estrutura ferrítica semelhante à do material base. A única diferença era que no topo da soldadura o grão era mais grosseiro do que o do material base, e que no fundo, apesar de o grão ter um tamanho semelhante ao do material base, a sua distribuição era diferente, indicando que, também aí, existiram transformações na microestrutura. O gradiente na microestrutura foi associado à difusão de calor na soldadura. Com efeito, a microestrutura observada nas soldaduras era bastante similar à encontrada na zona termicamente afetada das soldaduras por fusão de aços ao carbono. Também a estrutura ferrítica indicava um arrefecimento lento da soldadura. Para as soldaduras no aço DC01, os autores também observaram a presença de um grão ferrítico fino na base da soldadura, característico de um aquecimento a temperaturas reduzidas. Já no topo da soldadura, observaram que a microestrutura apresentava agulhas de ferrite acicular, sem orientação específica. A presença desta microestrutura foi justificada pela deformação plástica do material base que promoveu a nucleação de ferrite dentro de grãos de austenite, o que levou à formação da ferrite acicular durante o arrefecimento. Também, na parte inferior da interface das chapas foi encontrada ferrite acicular.

2.3.2. Influência dos parâmetros de processo nas características das soldaduras

A velocidade de rotação é vista como um dos parâmetros mais importantes do processo FSSW, pelo seu papel importante na geração de calor e no fluxo de material e, consequentemente, na resistência das soldaduras [55]. Segundo Sue *et al.* (2005) [56], a maior parte da energia do processo está associada ao binário provocado pela rotação da ferramenta em contacto com o material. Assim, o binário está relacionado com os ciclos térmicos de soldadura, sendo que velocidades de rotação elevadas estão associadas a temperaturas e fluxo de material mais intensos que, por sua vez, estão associados a uma menor resistência das soldaduras devido ao crescimento do grão e à formação de *hook defects* [57]. No entanto, velocidades de rotação muito baixas podem levar a uma geração de calor insuficiente, impossibilitando a soldadura das chapas [58]. Andrade *et al.* (2019) [21] verificaram, utilizando ferramentas sem pino, que a velocidade de rotação apenas tem influência na geração de calor para diâmetros de ferramenta reduzidos e que para diâmetros

maiores, é atingida uma temperatura máxima independentemente da velocidade de rotação utilizada.

A influência da velocidade de penetração na qualidade das soldaduras não é amplamente reportada na literatura. No entanto, sabe-se que a velocidade de penetração afeta a eficiência energética do processo. Velocidades de penetração elevadas implicam um aquecimento mais rápido, afetando a microestrutura logo no início do ciclo térmico e requerendo menor tempo total de soldadura. Velocidades de penetração elevadas reduzem ainda o volume de material amaciado pelo calor, o que pode provocar um maior desgaste da ferramenta [59].

A profundidade de penetração é determinada pela espessura das chapas e pelo comprimento do pino e determina a penetração da base [60]. A penetração da base da ferramenta determina o volume da SZ e do fluxo ascendente de material. Uma penetração excessiva pode levar a uma grande redução da espessura da chapa superior e ao seu encurvamento, criando um vazio entre as chapas [35]. Em PFSSW é recomendada uma penetração de 0,2 mm em chapas até 1 mm de espessura. Para chapas de maior espessura, são necessárias maiores profundidades de penetração da base da ferramenta, de modo a garantir que a chapa inferior seja afetada pelo processo [48].

Apesar da importância da profundidade de penetração nos mecanismos de ligação, é durante a fase de estabilização que se gera a maior parte do calor necessário para a formação da ligação entre chapas [34]. Metais com elevado ponto de fusão necessitam de maiores tempos de estabilização, para se conseguirem alcançar temperaturas suficientemente elevadas para promover o amaciamento do material [61]. No entanto, para aplicações industriais, é ainda necessária uma otimização de todos os parâmetros para que o tempo de soldadura por FSSW seja menor que o tempo de soldadura por RSW. Em PFSSW, diâmetros de ferramenta grandes, permitem alcançar temperaturas elevadas, mais rapidamente, permitindo a utilização de tempos de estabilização menores.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

No âmbito desta dissertação foram produzidas 20 soldaduras utilizando o processo *Tool Assisted Friction Spot Welding (TAFSW)*. Na produção das soldaduras foram testadas diversas combinações chapas de aço HC420, com o objetivo de estudar os mecanismos de ligação e perceber a viabilidade deste método para aplicações industriais. Mais concretamente, foram produzidas soldaduras fazendo variar o número de chapas e o tempo de estabilização.

Na Figura 3.1 [16] é apresentado um esquema do método de produção das soldaduras. Todas as soldaduras foram produzidas em controlo de posição utilizando uma máquina FSW MTS I-STIR PDS. As chapas foram fixadas a uma *backing plate* de Inconel®, com o auxílio de grampos, de modo a evitar a movimentação das chapas durante operação de soldadura.

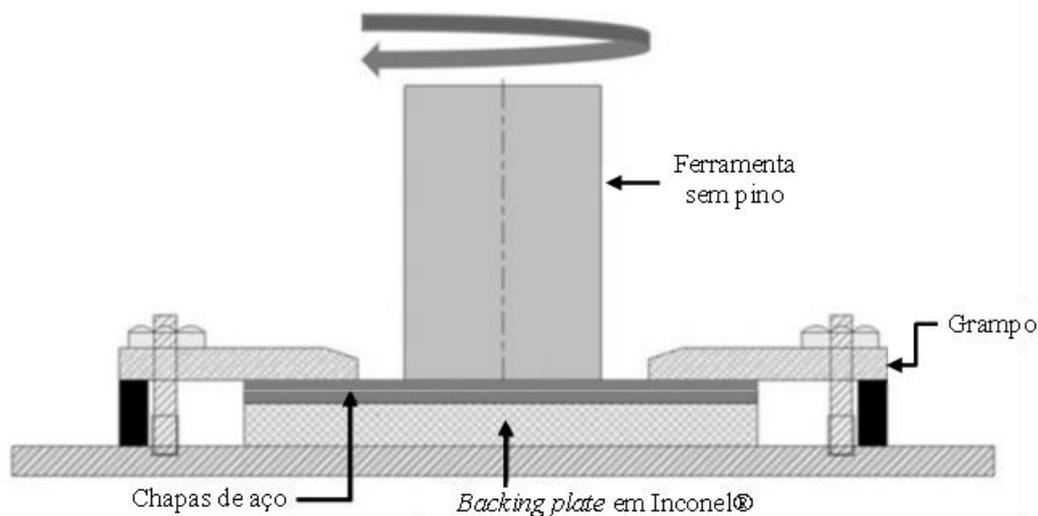


Figura 3.1: Esquema de montagem de soldadura por TAFSW (Adaptado [16]).

As soldaduras produzidas foram analisadas com vista a entender a influência do número de chapas e do tempo de estabilização nas condições termomecânicas subjacentes ao processo de ligação. Para isso foram analisados os ciclos térmicos, o binário e a força registados durante a produção das soldaduras e foi ainda efetuada a caracterização mecânica e microestrutural de todas as soldaduras produzidas.

3.1. Material Base

Neste estudo foi utilizado um aço de alta resistência e baixa liga, designado por HC420, bastante utilizado em componentes estruturais dos automóveis. A composição química e as propriedades mecânicas deste material podem ser consultadas na Tabela 3.1 e na Tabela 3.2, respetivamente. As soldaduras foram produzidas em chapas sobrepostas com dimensões 80x80 mm e 1mm de espessura.

Tabela 3.1: Composição química do HC420 [%].

C	Mn	P	S	Si	Al	Nb	Ti
0,090	1,510	0,015	0,003	0,090	0,041	0,034	0,002

Tabela 3.2: Propriedades mecânicas do HC420.

Limite de Elasticidade [MPa]	Resistência à tração [MPa]	Alongamento [%]
37	566	22

3.2. A ferramenta de soldadura

Para a produção das soldaduras foi utilizada uma ferramenta sem pino, com uma base plana de 16 mm. A ferramenta era feita de carboneto de tungsténio, para aguentar as temperaturas elevadas e por apresentar alguma resistência ao desgaste, características importantes para a produção de soldaduras por TAFSW em aço.

Na Figura 3.2 é possível ver o esquema da ferramenta utilizada para a produção das soldaduras. A ferramenta é constituída por uma base encaixada numa ferramenta modular. Este desenho permite a utilização de diferentes geometrias de ferramenta.

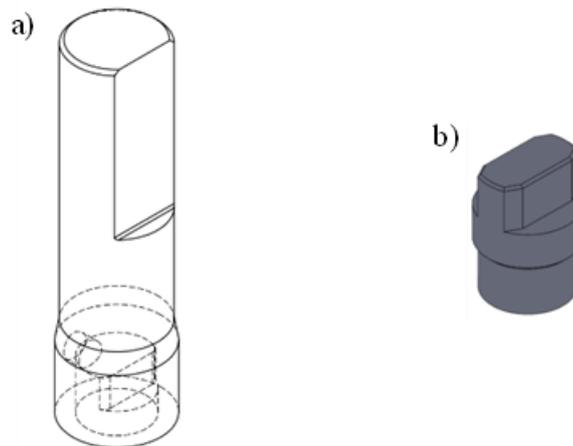


Figura 3.2: a) Ferramenta modular b) base de 16 mm.

3.3. Parâmetros do processo

De modo a perceber os mecanismos de ligação em soldadura por TAFSW de aço HC420, para além dos parâmetros comuns deste processo, i.e., a velocidade de rotação (ω), a profundidade de penetração (d_z), o tempo de penetração (t_p) e o tempo de estabilização (t_e), testou-se ainda a ligação de múltiplas chapas (t_h). Mais precisamente, testou-se a ligação em junta sobreposta de 2, 3 e 4 chapas.

Em todos os ensaios efetuados, a velocidade de rotação foi mantida constante e igual a 1500 rpm. Uma vez que as soldaduras foram realizadas em controlo de posição, a profundidade de penetração foi também constante e igual a 0,5 mm (metade da espessura das chapas) em todos os testes. O tempo de penetração foi igual a 4 segundos e testaram-se três tempos de estabilização diferentes: 1, 11 e 26 segundos. Na Tabela 3.3 apresentam-se, de forma resumida, todas as combinações dos parâmetros utilizados para a realização das soldaduras. É, ainda, importante referir que, para cada combinação de parâmetros, foram produzidas duas soldaduras.

Tabela 3.3: Parâmetros das soldaduras.

ω [rpm]	d_z [mm]	t_p [s]	t_e [s]	th [mm]
1500	0,5	4	1	2
				3
				4
			11	2
				3
				4
			26	2
				3
				4

3.4. Aquisição da temperatura

A temperatura foi adquirida utilizando uma câmara termográfica da marca FLIR A655sc, posicionada de modo a obter a temperatura no ponto de contacto entre a ferramenta e as chapas de aço, tal como representa a Figura 3.3. Os ciclos térmicos foram obtidos a uma frequência de 25 Hz e a emissividade foi assumida igual a 0,95, de acordo com o procedimento adotado por Andrade *et.al* (2019) [21].

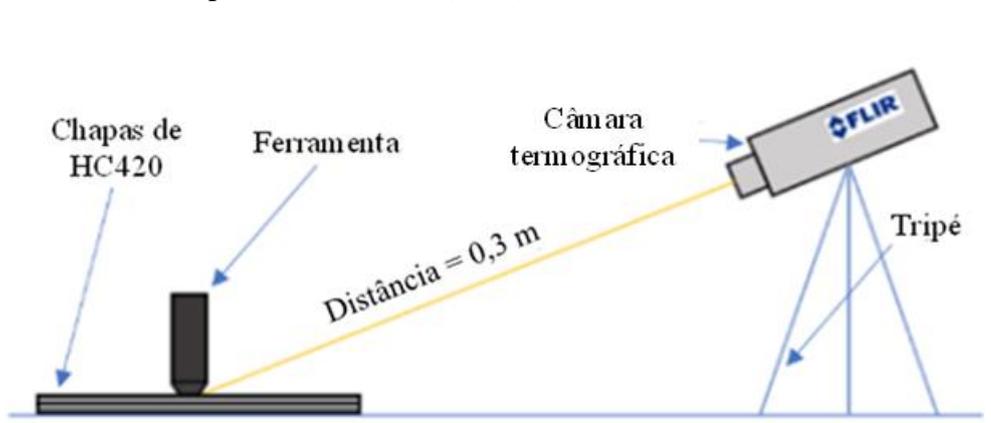


Figura 3.3: Esquema de montagem para obtenção da temperatura durante a soldadura (Adaptado [21]).

Após a aquisição dos dados pela câmara termográfica, estes foram tratados em *Excel*, de modo a obter os gráficos que permitiram identificar as três fases dos ciclos térmicos de

soldadura por pontos, nomeadamente, o período de aquecimento, no qual a temperatura sobe, o período de manutenção, no qual a temperatura permanece estável, e o período de arrefecimento, durante o qual a temperatura decresce após a remoção da ferramenta. No tratamento dos resultados foi efetuado um *smoothing* de todas as curvas, de modo a minorar o impacto do ruído, associado à aquisição, na análise dos resultados, utilizando para isso a funcionalidade LOESS do Excel. De seguida, procedeu-se ao cálculo da derivada de cada curva em ordem ao tempo (dT/dt). O traçado da derivada permite identificar com maior rigor o início e o término de cada uma das três fases dos ciclos térmicos, pois, durante o período de aquecimento esta derivada toma valores positivo e durante o período de arrefecimento dT/dt toma valores negativos. Durante o período de manutenção, dT/dt assume valores quase nulos. Neste estudo considerou-se que o período de manutenção correspondia a valores de dT/dt dentro do intervalo $[-4, 4]$ °C/s. Após a análise das derivadas foram registadas, para cada teste de soldadura, a temperatura máxima (T_{max}) atingida e a temperatura de manutenção (T_{man}), a qual corresponde à média dos valores de temperatura registados no intervalo de tempo identificado como correspondendo ao período de manutenção.

3.5. Aquisição do binário e da força

O binário e a força foram ambos obtidos com recurso aos registos da máquina de soldadura, efetuado a uma frequência de 20 Hz. Tal como para a análise dos ciclos térmicos, também a análise da evolução do binário e da força em função do tempo foi efetuada recorrendo às derivadas dM/dt e dF/dt , respetivamente, determinadas como explicado anteriormente para a temperatura. De realçar que a evolução do binário e da força em função do tempo é semelhante, ou seja, durante o período de penetração, ambos os parâmetros começam por aumentar até ser atingido um valor máximo. Uma vez atingido o valor máximo, quer o binário, quer a força, começam a decrescer, devido ao amaciamento do material, até ser atingido um valor constante, durante o período de manutenção. De modo a determinar os valores do binário e da força de manutenção, recorreu-se às derivadas dM/dt e dF/dt , assumindo-se que o período de manutenção corresponde a valores das derivadas no intervalo $[-1,1]$ Nm/s e kN/s, respetivamente. Mais uma vez, com recurso às derivadas, foram registados, para cada ensaio, valores máximos para o binário (M_{max}) e para a força (F_{max}) e, ainda, os valores médios correspondentes ao período de manutenção (M_{man} e F_{man}).

3.6. Metalografia

Para a análise metalográfica das soldaduras foi necessária uma preparação prévia das amostras. Ou seja, as amostras, inicialmente com uma dimensão de 80x80 mm, foram cortadas segundo a geometria apresentada no esquema da Figura 3.4, numa máquina *Struers Labotom-3*, com um disco de diamante *Struers 40A25*.

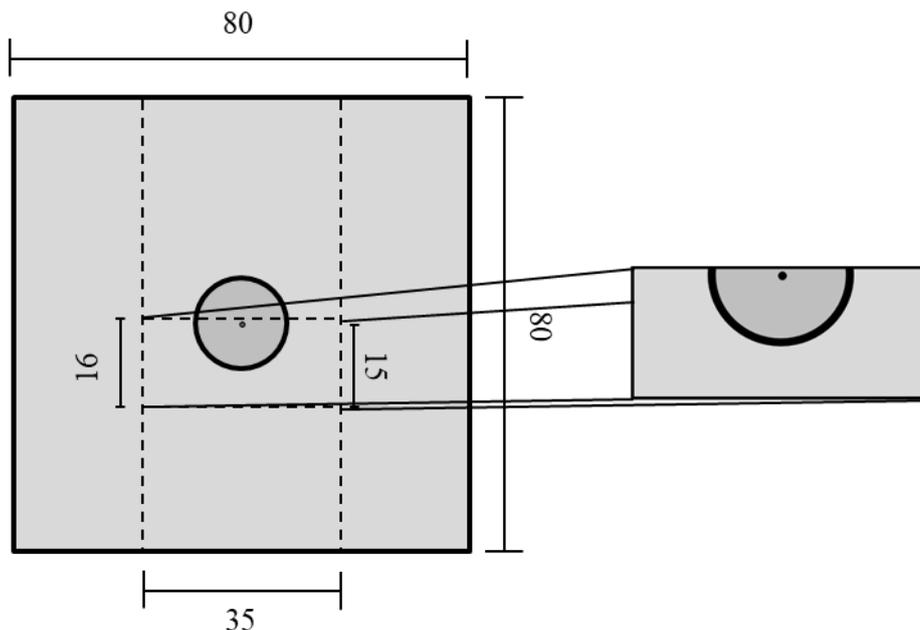


Figura 3.4: Esquema de corte das amostras para análise microestrutural.

Os segmentos resultantes foram posicionados, com o auxílio de uma mola, em moldes de plástico com a secção transversal da soldadura virada para baixo. De seguida, foi preparada uma solução de resina e endurecedor líquido, com a qual foram cobertas as amostras. Após a solidificação da resina, retiraram-se as amostras dos moldes e foram levadas a um torno, de modo a remover 1 milímetro de espessura de material, de modo a poder observar-se a secção correspondente ao centro da soldadura. De seguida, aplicaram-se os procedimentos convencionais de metalografia, utilizando as lixas P600, P1000 e P2500, para um desbaste mais eficaz e uniformização das amostras passando, depois, para o polimento com pasta de diamante de granulometria de 3 μm , de modo a obter superfícies isentas de riscas. Finalmente, de forma a revelar a morfologia da soldadura, as amostras foram atacadas por uma solução de 5% de Nital (5 ml de ácido nítrico e 95 ml de álcool etílico) durante 7 a 8 segundos.

Para a observação das microestruturas foram utilizados dois microscópios distintos. O microscópio ótico *Leica DM4000 M LED* foi utilizado para analisar as microestruturas presentes nas diferentes regiões das soldaduras. Para um melhor detalhe na análise das microestruturas geradas nas interfaces, recorreu-se a um microscópio *Hirox HR-5000*, com maior capacidade de ampliação (até 5000x). A composição química de uma interface e de um segmento de material base, (20x20x1 mm) foram avaliadas com recurso a um microscópio eletrónico de varrimento (SEM-EDS). Para tal foi necessária uma preparação da amostra em resina, que foi colada em um suporte metálico, com uma fita de carbono, e submetida a um revestimento de 3 a 4 nm de ouro, em vácuo, com ajuda de uma máquina *Cressington Sputter Coater 108 auto*. Esta camada de ouro é usada devido à sua elevada condutividade e por apresentar um grão bastante fino, o que faz dele um material ideal para imagens de alta resolução. Por outro lado, a fita de carbono faz a conexão entre a amostra e o suporte, garantido a condutividade necessária para a observação por SEM. A amostra de material base, sendo ela completamente condutora, apenas teve de ser fixada com a fita de carbono.

3.7. Análise da microdureza

Para a medição da microdureza foram utilizadas as amostras já preparadas para a análise microestrutural. Foram efetuadas medições segundo uma linha vertical, no centro da soldadura, de forma a perceber a variação das propriedades mecânicas locais ao longo da mesma. Para tal, recorreu-se à utilização de um microdurómetro *Struers Duramin 1*. A carga utilizada foi de 1,961 N, aplicada ao longo de 15 s. As indentações foram efetuadas a partir do topo da soldadura, em direção à base. As duas primeiras indentações foram distanciadas de 0,25 mm, sendo as restantes efetuadas com intervalos de 0,5 mm.

3.8. Ensaios de tração ao corte

As amostras destinadas a este ensaio foram cortadas recorrendo, mais uma vez, à máquina de corte *Struers Labotom-3*, com um disco de diamante *Struers 40A25*, sendo posteriormente retificadas. Uma vez que, apenas era possível realizar um ensaio por amostra, optou-se por analisar a resistência da última interface de cada soldadura. Para tal, foi necessária a remoção

de algumas partes das amostras com mais de duas chapas. Na Figura 3.5 está representado o esquema da geometria e as dimensões (em milímetro) de uma amostra de 4 chapas.

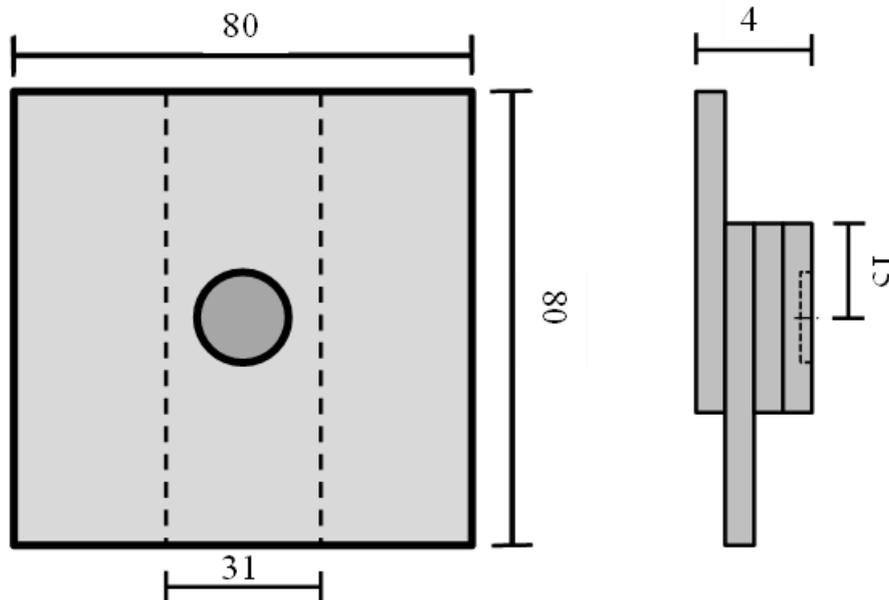


Figura 3.5: Esquema de preparação das amostras para os ensaios de tração.

Antes dos ensaios, foram colocados dois calços, tal como mostra a Figura 3.6, de modo a garantir que o esforço de tração se localizasse no plano da junta sobreposta, minimizando qualquer momento fletor a que a amostra pudesse estar sujeita.



Figura 3.6: Esquema final das amostras para os ensaios de tração.

Os ensaios de tração foram realizados num equipamento da *Shimadzu*, modelo AGS-X. As amostras foram colocadas sempre com a soldadura e o calço superior voltados para a direita, de modo a manter um padrão, minimizando qualquer erro. De modo a comparar os resultados com o material base, foi preparada mais uma amostra de dimensões 80x31x1 mm. Cada garra foi posicionada a 20 mm do centro da soldadura e o ensaio foi realizado com uma velocidade de avanço de 5 mm/min.

4. ANÁLISE DE RESULTADOS

Antes de prosseguir com a análise dos resultados é importante salientar alguns aspetos que a podem condicionar. Apesar de no PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL ter sido referido que foi utilizada uma ferramenta com diâmetro (D) igual a 16 mm, a inspeção da ferramenta permitiu concluir que a mesma sofreu deformação plástica durante a produção das soldaduras, o que conduziu a uma alteração do seu diâmetro no decurso dos ensaios. Sendo assim, o diâmetro real da ferramenta, em cada ensaio, foi determinado com recurso às amostras de metalografia, através da medição da indentação provocada pela ferramenta, na região que correspondente à profundidade de penetração máxima. Com recurso à mesma metodologia foi também medida a profundidade de penetração, em cada amostra, de modo a averiguar a possível existência de desvios relativamente à profundidade de penetração pré-estabelecida. O esquema das medições, para obtenção do diâmetro da ferramenta e da profundidade de penetração pode ser consultado na Figura 4.1. Os valores medidos podem ser consultados na Tabela 4.1.

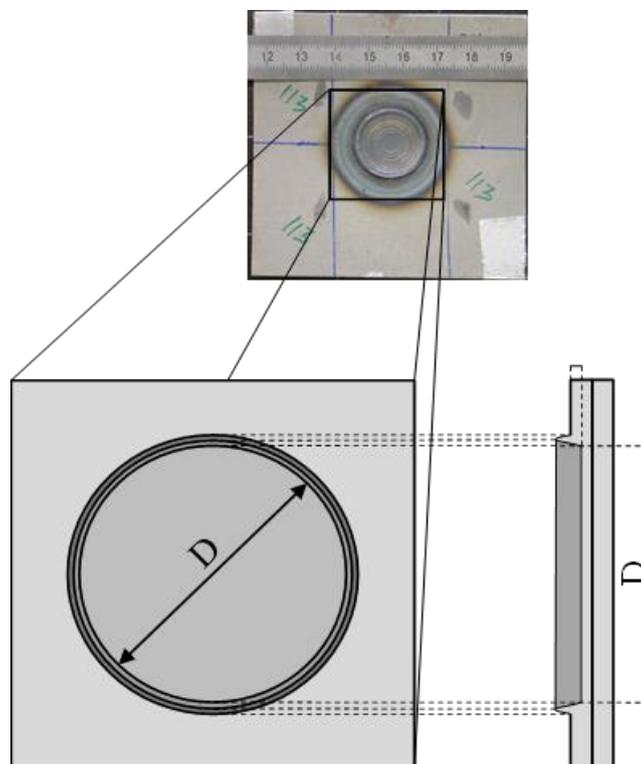


Figura 4.1: Esquema da medição do diâmetro e da profundidade de penetração das soldaduras.

Neste texto adotou-se a nomenclatura $S_{i,j}$, onde i representa o número de chapas a soldar e j o tempo total de soldadura, para identificar as diferentes amostras.

Tabela 4.1: Parâmetros corrigidos das soldaduras.

Amostra	ω [rpm]	Ferramenta n°	D [mm]	d_z [mm]	t_p [s]	t_e [s]	th [mm]	
$S_{2,30}$	1500	3	16,8	0,36	4	26	2	
		3	18,6	0,59				
$S_{3,30}$		3	18	0,47				
		3	18,4	0,43				
$S_{4,30}$		2	17,7	0,49				
		2	18,2	0,53				
$S_{2,15}$		2	17,8	0,38	4	11	2	
		2	18,2	0,41				
$S_{3,15}$		2	18,2	0,41				
		2	17,5	0,33				
$S_{4,15}$		2	17,6	0,27				
		2	18,5	0,42				
$S_{2,5}$	2	14,1	0,02	1			1	2
	1	16,7	0,33					
$S_{3,5}$	1	17	0,27					
	1	17,4	0,20					
$S_{4,5}$	1	17,9	0,23					
	1	16,9	0,14					

4.1. Análise da temperatura, binário e força

Como já foi referido anteriormente, o objetivo desta análise é perceber a influência do número de chapas e do tempo de estabilização na resistência e qualidade das soldaduras. Para facilitar a análise, este subcapítulo está dividido em 4 partes. Na primeira parte são avaliados os ciclos térmicos obtidos durante a produção das soldaduras, e na segunda e na terceira partes são avaliados o binário e a força, respetivamente, registados pela máquina de soldadura. Na última parte é avaliada a influência do número de chapas e do tempo de soldadura nos valores de temperatura, de binário e de força máximos, com recurso a gráficos 3D. Os valores máximos da temperatura, do binário e da força obtidos para cada soldadura podem ser consultados no APÊNDICE A.

4.1.1. Análise da temperatura

Na Figura 4.2 e na Figura 4.3 estão representados os ciclos térmicos registados nas operações de soldadura de amostras com o mesmo número de chapas e diferentes tempos de soldadura (Figura 4.2) e nas operações de soldadura com o mesmo tempo total de soldadura e diferente número de chapas (Figura 4.3).

Começando por analisar a Figura 4.2, é possível perceber algumas diferenças na evolução das curvas, sobretudo na fase de estabilização. Com efeito, todas as curvas apresentam um aumento de temperatura acentuado, no início do processo, mas apenas para as soldaduras produzidas em 30 segundos, foi registada uma fase de estabilização da mesma. A análise das curvas permite concluir que, independentemente do tempo total de soldadura, foi registada uma temperatura máxima muito semelhante, a rondar os 1200 °C, em quase todos os ensaios. As únicas exceções correspondem às soldaduras $S_{2,5}$, para as quais foram registadas temperaturas máximas iguais a 848,72 °C e 1006,05 °C. Estes valores mais reduzidos de temperatura podem estar relacionados com erros na execução destes ensaios. Com efeito, na Tabela 4.1, pode ver-se que a profundidade de penetração foi mais reduzida do que o valor pré-estabelecido, de 0,5 mm, em uma das amostras, o que terá condicionado a geração de calor.

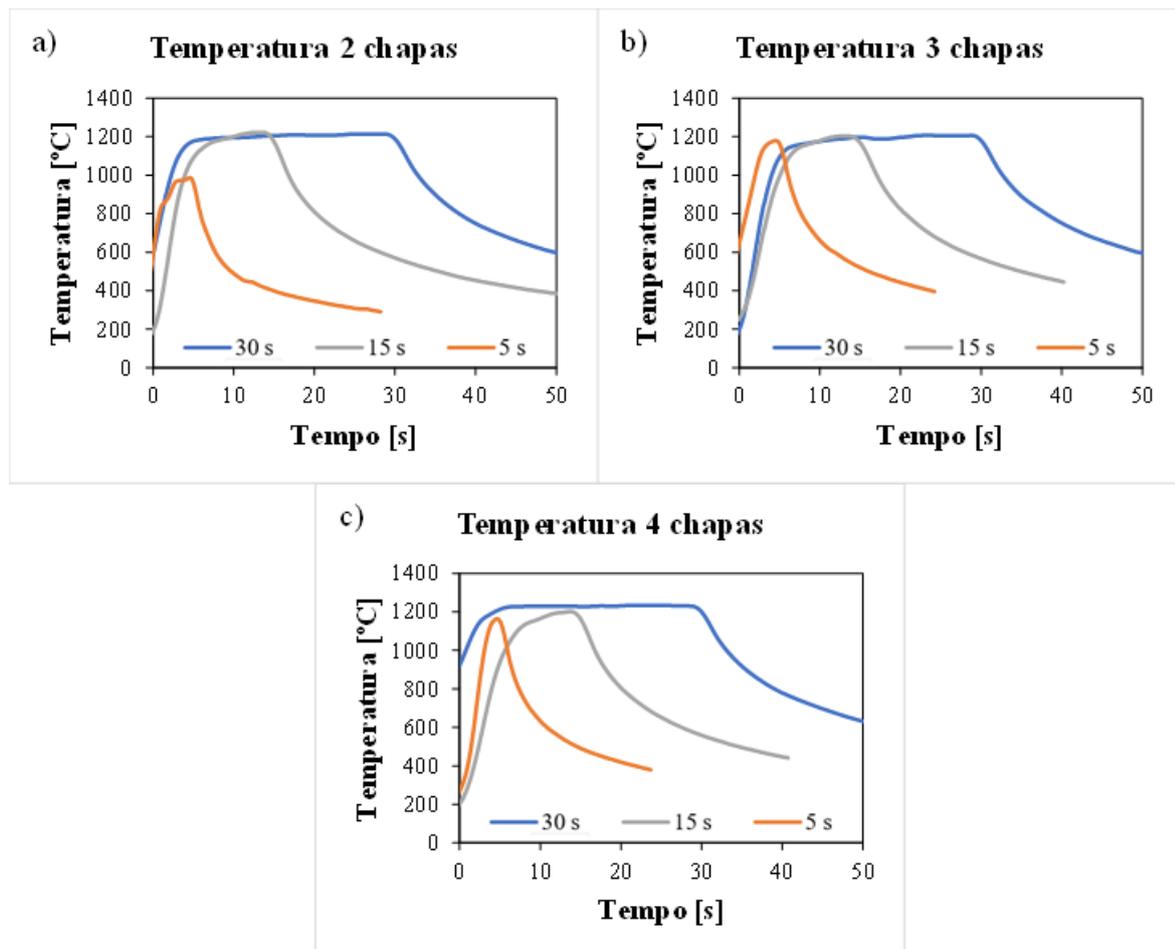


Figura 4.2: Evolução da temperatura para as soldaduras com a) 2 chapas, b) 3 chapas e c) 4 chapas.

Analisando agora a Figura 4.3 é possível também concluir que, apesar de o número de chapas envolvidas na ligação variar, a evolução da temperatura foi semelhante em todos os ensaios efetuados com o mesmo tempo de soldadura. Com efeito, todas as curvas começam por apresentar um crescimento acentuado da temperatura, durante a fase de penetração, devido ao aumento da área de contacto entre a ferramenta e a chapa, convergindo para o limite máximo de 1200 °C. Para as soldaduras produzidas com tempos de soldadura de 5 e 15 segundos, pode ainda concluir-se que a duração do ensaio não foi suficiente para que tenha ocorrido qualquer estabilização da temperatura antes da remoção da ferramenta. Finalmente, com a remoção da ferramenta, todas as curvas apresentam um declive característico de um arrefecimento ao ar livre. Apesar disso, pode perceber-se que a evolução da temperatura não foi afetada pelo número de chapas e que uma temperatura bastante elevada pode ser atingida em apenas 5 segundos.

Como foi já referido nesta análise, e demonstrado na Tabela 4.1, o diâmetro da ferramenta não foi igual em todos os ensaios. Apesar dessa variação, a análise dos ciclos térmicos, descartando os correspondentes às soldaduras $S_{2,5}$, permitiu concluir que as variações de temperatura máxima entre ensaios foram bastante reduzidas. Segundo Andrade *et al.* (2023) [22] este resultado deve-se ao facto de a evolução da temperatura em função do diâmetro da ferramenta, para este aço, ser pouco acentuada, e ainda, ao facto de a temperatura máxima registada nestes ensaios ser já da ordem de grandeza do limiar máximo expectável na soldadura de aços por TAFSW.

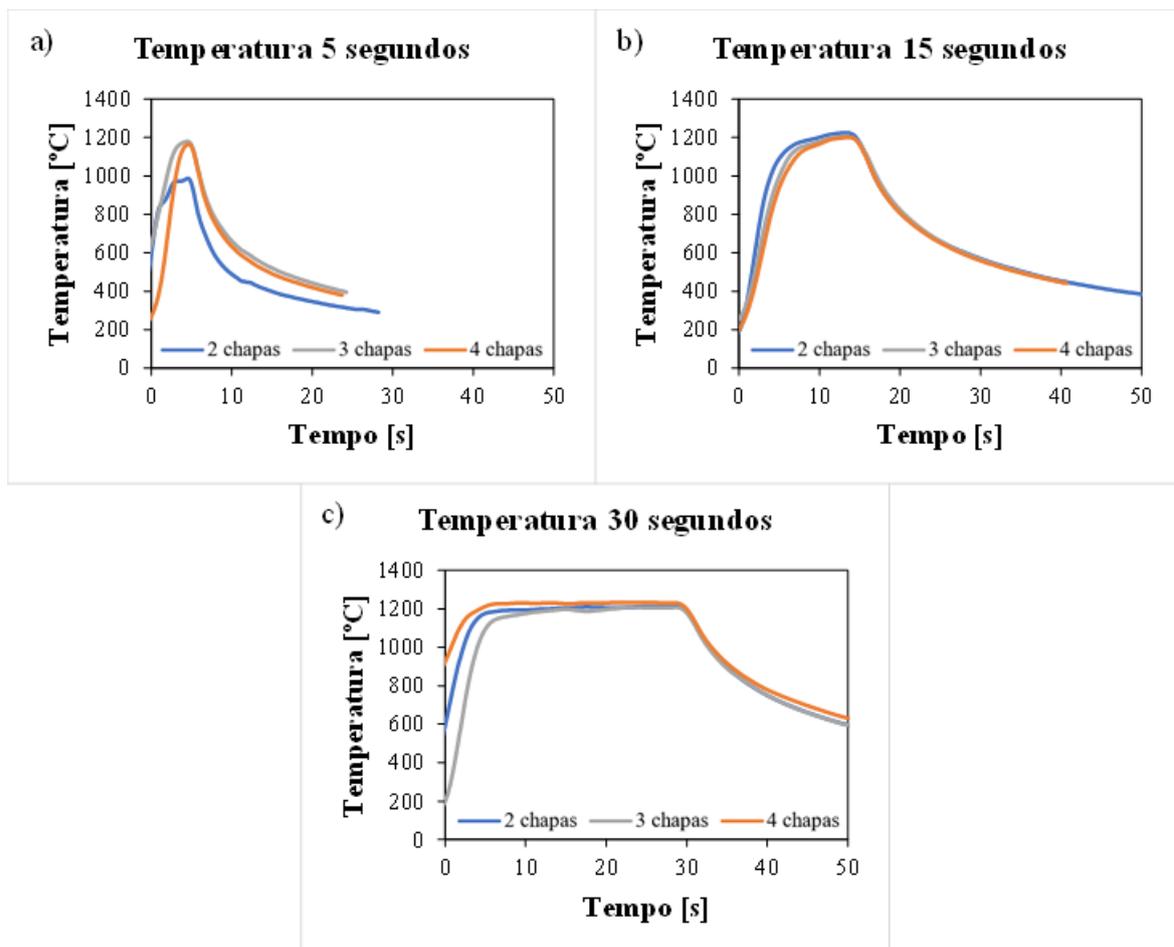


Figura 4.3: Evolução da temperatura para as soldaduras produzidas em a) 5 segundos, b) 15 segundos e c) 30 segundos.

4.1.2. Análise do binário

Na Figura 4.4 e na Figura 4.5 estão representadas as evoluções do binário registado na produção das soldaduras. Na Figura 4.4 estão dispostas as curvas das soldaduras com o

mesmo número de chapas e diferentes tempos de soldadura, enquanto na Figura 4.5 as curvas de binário estão dispostas com o mesmo tempo de soldadura e diferente número de chapas.

A análise da Figura 4.4 e da Figura 4.5 permite concluir que as diferentes curvas apresentam evoluções semelhantes independentemente do número de chapas. Tal como registado para a temperatura, o binário apresenta um crescimento bastante acentuado durante o período de penetração. Após atingir M_{max} , o binário começa a decrescer, devido ao amaciamento resultante da acumulação de calor no material inicialmente frio [22]. Nos ensaios com 30 segundos de duração, após este período de decréscimo, é atingido um período de manutenção em que o binário se mantém quase constante (M_{man}). Após a remoção da ferramenta, o binário decresce para valores nulos, concluindo o processo.

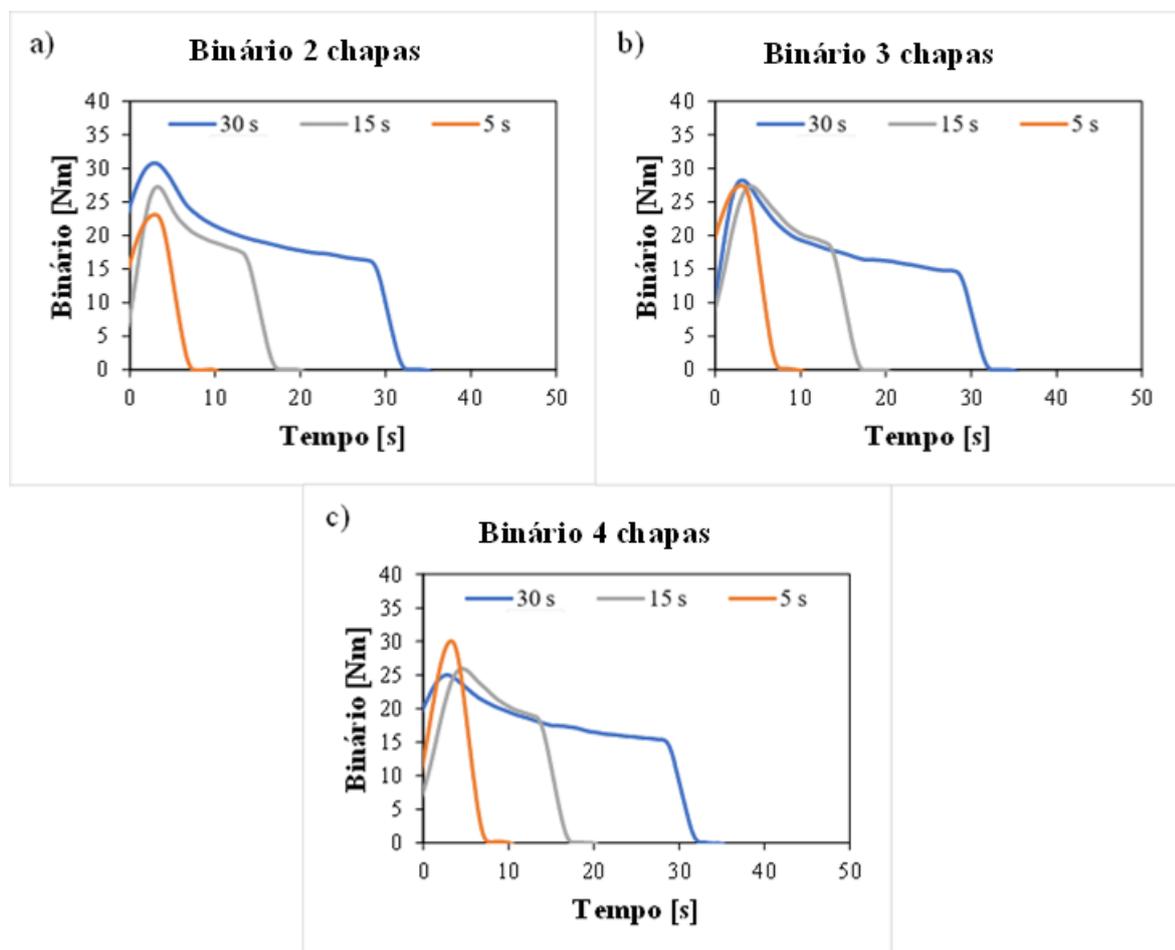


Figura 4.4: Evolução do binário para as soldaduras com a) 2 chapas, b) 3 chapas e c) 4 chapas.

A análise das curvas da Figura 4.4 e da Figura 4.5 permite ainda concluir que nenhuma das curvas representativas da evolução do binário em função do tempo se inicia para valores nulos, tal como seria de esperar. Com efeito, de modo a garantir a penetração pré-

estabelecida, eliminando a possibilidade de folgas entre a ferramenta e a chapa, foi aplicada uma força residual sobre a ferramenta no início do processo de soldadura, de modo a garantir o contacto efetivo entre esta e a chapa superior. Assim, nenhuma das curvas representativas da evolução do binário, nem da força, tem início na origem do sistema de eixos. Este é também o motivo pelo qual a temperatura inicial não corresponde à temperatura ambiente nos gráficos da Figura 4.2 e da Figura 4.3.

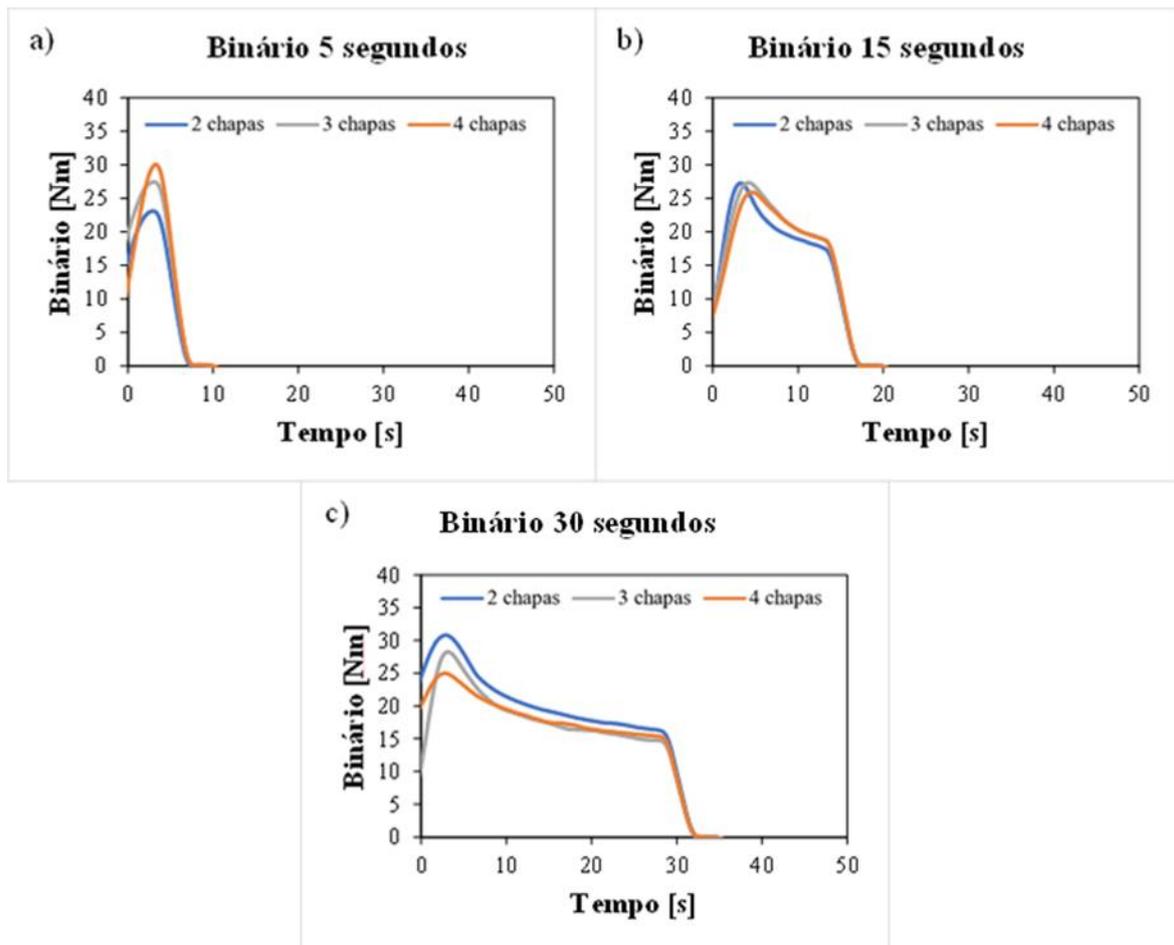


Figura 4.5: Evolução do binário para as soldaduras produzidas em a) 5 segundos, b) 15 segundos e c) 30 segundos.

Na Figura 4.4 e na Figura 4.5 é também possível verificar que não existem diferenças significativas na evolução do binário, para as diversas condições de ensaio. A generalidade das curvas apresenta valores de M_{\max} próximos e independentes do tempo de soldadura e do número de chapas. Segundo Cox *et al.* (2014) [62], o binário é um resultado da interação entre a ferramenta e a chapa, ou seja, depende apenas das velocidades de rotação e de penetração, assim como da área de contacto entre a ferramenta e a chapa. O resultado de condições de contacto inadequadas, entre a ferramenta e a chapa nos ensaios $S_{2,5}$, resultou

num valor de M_{\max} mais reduzido, comparativamente às restantes curvas. As figuras permitem também concluir que o aumento do tempo de soldadura, permitiu a estabilização das condições termomecânicas, que se traduziu na estabilização do binário.

4.1.3. Análise da força

Tal como foi feito para a análise da evolução da temperatura e do binário, em função das condições de ensaio, também na Figura 4.6 e na Figura 4.7 estão representadas as curvas de evolução da força para os ensaios efetuados com o mesmo número de chapas e diferentes tempos de soldadura (Figura 4.6) e para os ensaios efetuados com o mesmo tempo de soldadura e diferente número de chapas (Figura 4.7).

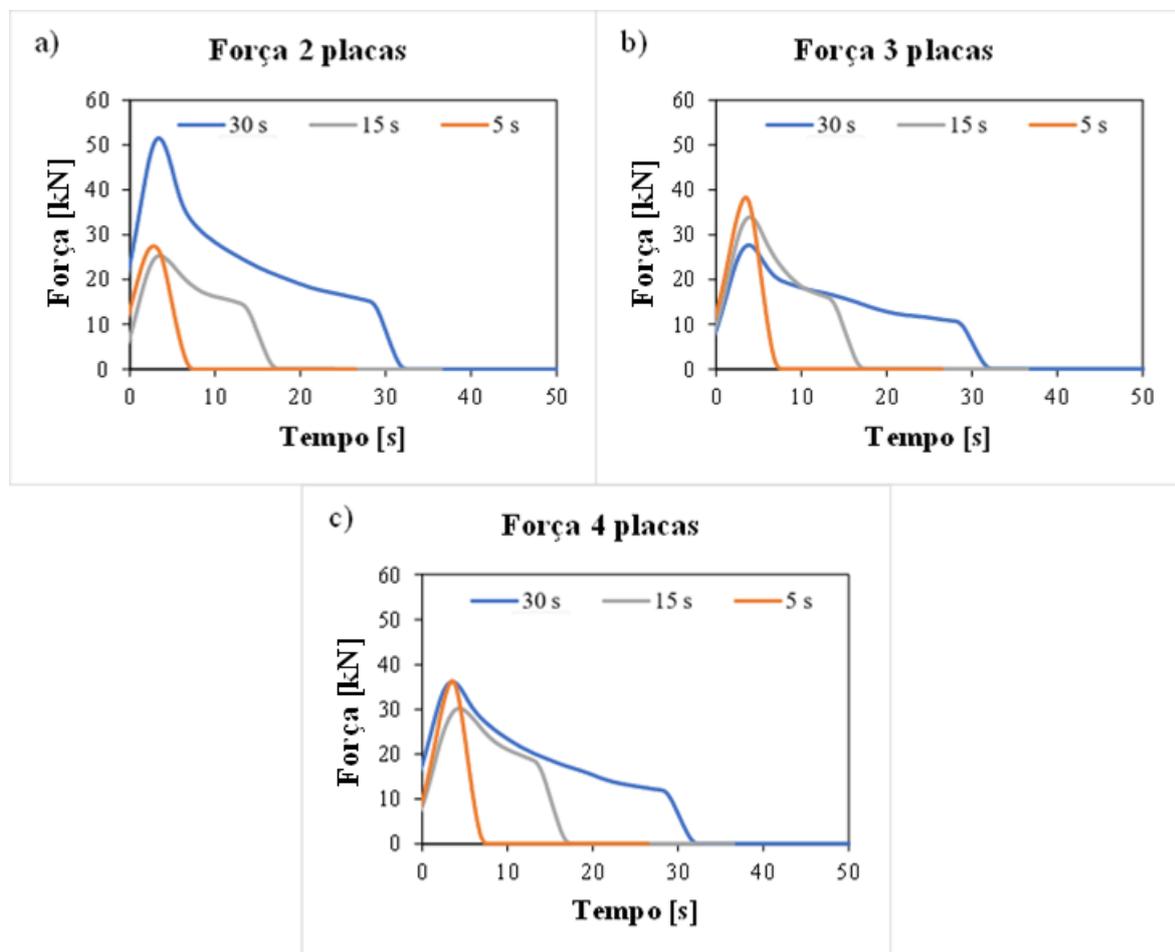


Figura 4.6: Evolução da força para as soldaduras com a) 2 chapas, b) 3 chapas e c) 4 chapas.

Pela análise das Figura 4.6 e da Figura 4.7 percebe-se que a força apresenta uma evolução bastante semelhante à do binário. A temperatura inicial da chapa, o diâmetro da ferramenta, a velocidade de rotação e a velocidade de penetração, são os parâmetros que

mais afetam a força máxima atingida durante a soldadura [62]. Macías *et al.* (2015) [63] relacionam a força obtida durante o período de penetração com a resistência do material, isto é, a força aumenta durante esta fase devido à perfuração do material, que à temperatura ambiente apresenta elevada resistência, podendo mesmo encruar. Durante e após a fase de penetração, o material acumula calor que promove o seu amaciamento e permite uma redução significativa da força axial exercida pela ferramenta. Para tempos de soldadura longos também a força tende para um valor constante (F_{man}), tal como registado para o binário, e cai para um valor nulo após a remoção da ferramenta.

Na Figura 4.6 e na Figura 4.7 não é perceptível qualquer relação entre a evolução dos valores de F_{max} e os parâmetros avaliados. De realçar ainda que os valores elevados da força aplicada pela ferramenta, juntamente com as elevadas temperaturas registadas, podem ter sido o principal fator a promover o desgaste e a deformação da ferramenta [64] o que, por sua vez, pode ter condicionado as diferenças de F_{max} registadas.

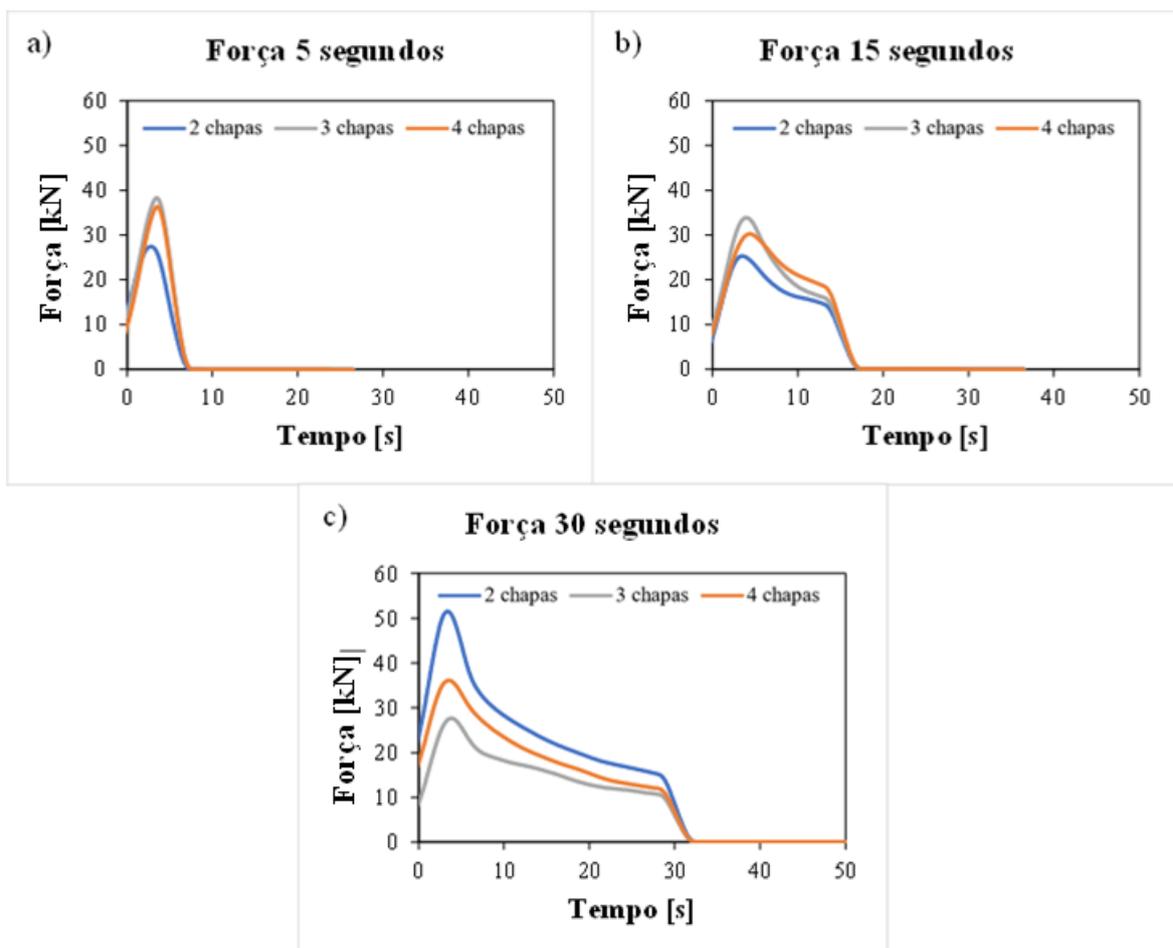


Figura 4.7: Evolução da força para as soldaduras produzidas em a) 5 segundos, b) 15 segundos e c) 30 segundos.

4.1.4. Influência do número de chapas e do tempo de soldadura nas condições de soldadura

De forma a perceber melhor a influência das condições de ensaio testadas sobre os parâmetros de saída do processo, ou seja, a temperatura, o binário e a força, foram criados gráficos 3D. Sendo assim, na Figura 4.8 mostram-se três gráficos, que representam a influência do número de chapas e do tempo de soldadura na temperatura máxima (Figura 4.8 a)), no binário máximo (Figura 4.8 b)) e na força máxima (Figura 4.8 c)). Os valores representados nos gráficos, para as três grandezas, correspondem à média dos valores registados nos ensaios efetuados com as mesmas condições de soldadura.

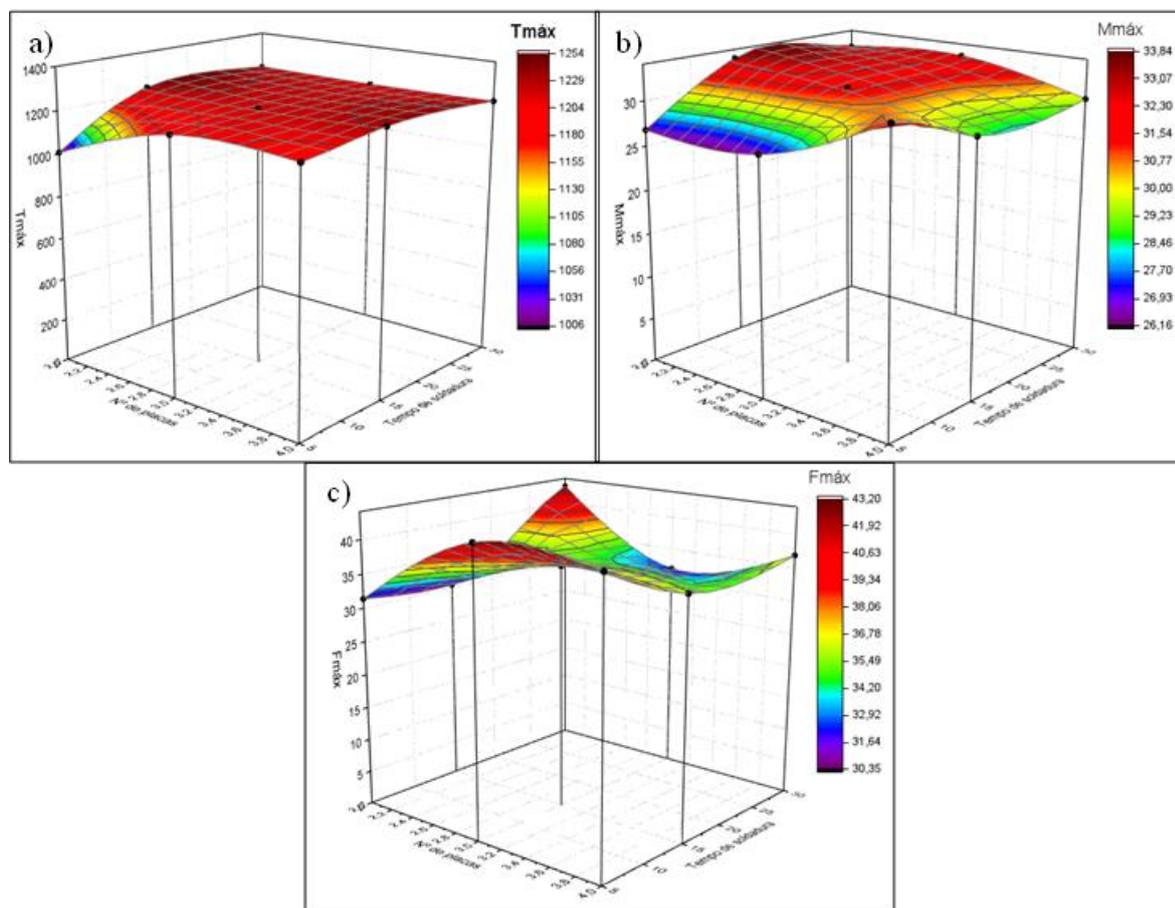


Figura 4.8: Influência do número de chapas e do tempo de soldadura a) na temperatura b) no binário e c) na força.

Começando por analisar o gráfico representativo da evolução da temperatura máxima que se mostra na Figura 4.8 a), é possível concluir que o valor máximo de temperatura registado, de cerca de 1200 °C, é independente das condições de ensaio. Tal como já referido anteriormente, a única exceção reportada na figura, corresponde às condições da soldadura $S_{2.5}$. Esta discrepância nos resultados da temperatura máxima foi já justificada neste texto.

A Figura 4.8 b), por sua vez, permite constatar que os valores do binário máximo registados apresentam ligeiras variações em função das condições de ensaio, as quais, à partida, estarão relacionadas com as alterações do diâmetro e da profundidade de penetração da ferramenta, em função do desgaste da mesma. Apesar dessas variações, a figura mostra uma ligeira estabilização de resultados, num intervalo de valores próximo de 30 Nm.

Finalmente, na Figura 4.8 c), pode ver-se a variação dos resultados registados para F_{max} . A representação 3D torna, ainda, mais perceptível a evolução errática dos valores de força obtidos, assim como a ausência de dependência entre a evolução dos valores da força e as condições de ensaio.

4.2. Análise microestrutural

Neste subcapítulo são analisadas as micrografias relativas à região central de algumas soldaduras. A totalidade das micrografias pode ser consultada no APÊNDICE B.

4.2.1. Material base

Na Figura 4.9 mostram-se micrografias do material base, o aço HC420, obtidas com ampliações de 2000x e 20x. As imagens mostram claramente que o MB apresenta uma matriz ferrítica poligonal.

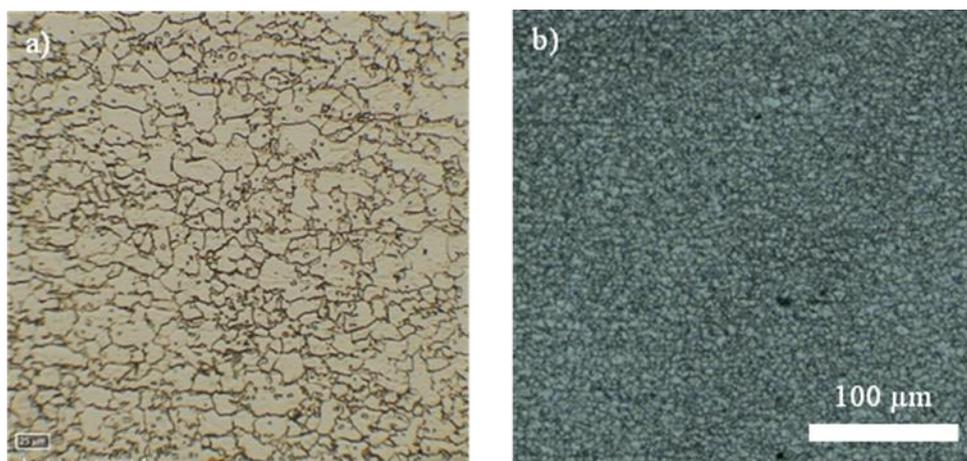


Figura 4.9: Microestrutura do material base do aço HC420 com uma ampliação a) 2000x e b) 20x.

4.2.2. Secção transversal das soldaduras

Na Figura 4.10 comparam-se as secções transversais das soldaduras de 4 chapas produzidas com o menor e o maior tempo de soldadura. A análise das imagens permite perceber que o tempo de soldadura tem uma forte influência na morfologia das soldaduras e na evolução

das microestruturas ao longo da espessura das mesmas. Essas diferenças são significativas, mesmo na região superior de cada soldadura, correspondente à região de contacto com a ferramenta. Na Figura 4.10 b), correspondente à soldadura S_{4_5} , pode ver-se que esta região apresenta uma microestrutura desorganizada e não-equiaxial de ferrite acicular, com pequenos grãos de bainite dispersos na matriz ferrítica. Já na Figura 4.10 g), correspondente à soldadura S_{4_30} , pode observar-se que a microestrutura nesta região apresenta uma maior quantidade de grãos bainíticos, de maior dimensão comparativamente aos observáveis na soldadura S_{4_5} . Segundo Chen *et al.* (2013) [65] os três fatores que influenciam o rácio de grãos bainíticos e ferríticos presentes na microestrutura recristalizada são o tamanho do grão austenítico, a velocidade de arrefecimento e a precipitação de nióbio. O tamanho do grão austenítico, depende essencialmente da temperatura de austenização. Grãos austeníticos grosseiros são mais favoráveis à formação de bainite. A velocidade de arrefecimento, favorece a formação de microestruturas bainíticas, quando os arrefecimentos são rápidos. A precipitação de nióbio, atua segundo um mecanismo complexo, dependente da temperatura, do tempo de estabilização e da concentração de nióbio. A precipitação de nióbio na forma de carbonetos (NbC) ou carbonitretos (NbCN) segregados na fronteira de grão causa obstrução à recristalização [66], impedindo o crescimento do grão e criando pontos de nucleação que favorecem a formação de pequenos grãos de ferrite acicular [67]. Segundo Wang *et al.* (2018) [68], para temperaturas elevadas (>1150 °C) a recristalização é demasiado rápida para que ocorra precipitação de Nb(CN). Por outro lado, temperaturas superiores a 1200 °C provocam a redissolução de precipitados. Assim, pode concluir-se que as temperaturas experienciadas na região superior da soldadura S_{4_30} foram suficientemente elevadas para que houvesse dissolução dos carbonitretos de nióbio, promovendo o crescimento do grão austenítico e resultando numa maior concentração de bainite na microestrutura final da chapa.

Na região correspondente à segunda chapa, ambas as soldaduras apresentam uma redução do tamanho de grão, comparativamente à região superior, resultante do gradiente térmico experienciado ao longo da espessura da soldadura. Segundo Zurob *et al.* (2001) [69], a temperaturas inferiores a 1150 °C, existe precipitação em simultâneo com recristalização. Estes mecanismos atuam de forma concorrencial. Quando as forças geradas pela recristalização se tornam superiores ao bloqueio gerado pelos precipitados, ocorre um aumento do tamanho de grão, até este ser bloqueado pelos mecanismos de precipitação. A

região correspondente à segunda chapa da soldadura S_{4_5} (Figura 4.10 c)), para além da redução do tamanho de grão, apresenta, ainda, uma redução significativa da quantidade de grãos bainíticos, sendo praticamente integralmente constituída por ferrite acicular. Assim, pode aferir-se que a temperatura nesta região não foi suficientemente elevada para originar uma microestrutura bainítica. Por outro lado, a região correspondente à segunda chapa da soldadura S_{4_30} (Figura 4.10 h)) apresenta uma microestrutura bastante semelhante à da região superior, ainda que, com um tamanho de grão inferior, evidenciando que as temperaturas atingidas nesta zona foram superiores às temperaturas experienciadas na mesma região da soldadura S_{4_5} .

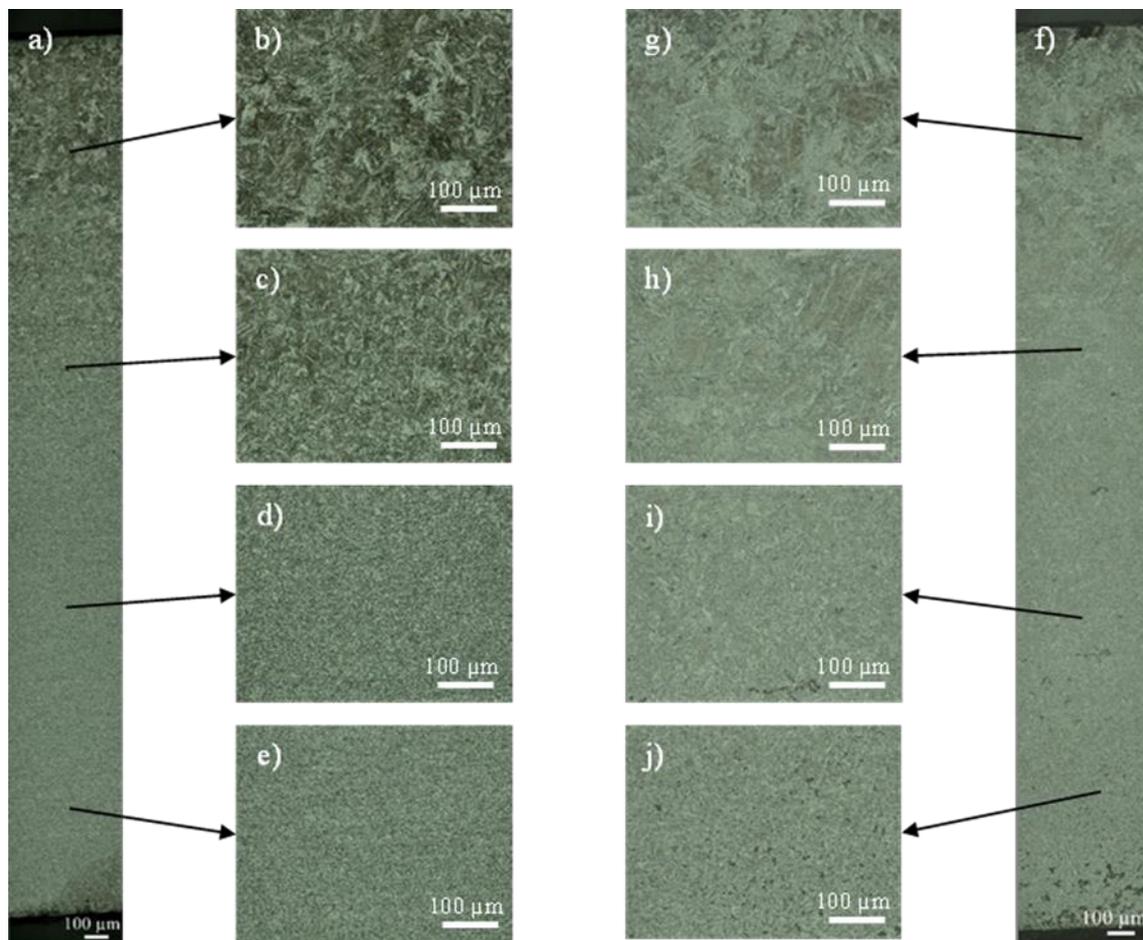


Figura 4.10: a) Microestrutura central da soldadura com 4 chapas produzida em 5 segundos com ampliação na região correspondente à b) 1ª chapa, c) 2ª chapa, d) 3ª chapa e e) 4ª chapa. f) Microestrutura central da soldadura com 4 chapas produzida em 30 segundos com ampliação na região correspondente à g) 1ª chapa, h) 2ª chapa, i) 3ª chapa e j) 4ª chapa.

A região correspondente à terceira chapa da soldadura S_{4_5} , que mostra na Figura 4.10 d), apresenta uma microestrutura totalmente ferrítica, com uma mistura de pequenos grãos aciculares e poligonais na parte superior da chapa, enquanto na parte inferior existe uma

menor concentração de grãos aciculares. Isto indica que a temperatura desta chapa esteve próxima da temperatura de recristalização, embora por breves instantes, evidenciando um tamanho de grão semelhante ao do material base. Em contrapartida, a região correspondente à terceira chapa da soldadura S_{4_30} , que se mostra na Figura 4.10 i), apresenta uma microestrutura bainítica e ferrítica semelhante à microestrutura observada na região correspondente à segunda chapa da soldadura S_{4_5} (Figura 4.10 c)).

Finalmente, a região inferior da soldadura S_{4_5} , que se mostra na Figura 4.10 e), apresenta uma microestrutura com morfologia e constituição bastante semelhantes às do material base. Isto indica que a temperatura atingida nesta região foi bastante reduzida, para que aí existissem quaisquer transformações a nível microestrutural. No entanto, na região inferior da soldadura S_{4_30} , que se mostra na Figura 4.10 j), pode ainda observar-se uma matriz ferrítica acicular com pequenos grãos bainíticos dispersos, indicando que para um tempo de soldadura de 30 segundos, as temperaturas atingidas na região inferior da soldadura foram suficientemente elevadas para que aí existissem transformações microestruturais.

Uma vez avaliado o gradiente microestrutural ao longo da secção transversal das soldaduras produzidas com diferentes tempos de soldadura, na Figura 4.11 comparam-se as microestruturas da região superior de todas as soldaduras produzidas em 5 segundos (lado esquerdo) e em 30 segundos (lado direito). Analisando a figura, é clara a diferença entre as soldaduras produzidas em 5 e em 30 segundos. As soldaduras produzidas em 5 segundos apresentam uma microestrutura maioritariamente composta por ferrite acicular, com alguns pequenos grãos de bainite dispersos na matriz. Já as soldaduras produzidas em 30 segundos apresentam maior percentagem de bainite, numa matriz ferrítica acicular com um grão mais grosseiro, comparativamente às soldaduras produzidas em 5 segundos.

Comparando as micrografias das soldaduras produzidas em 30 segundos, mas combinando diferentes números de chapas, é possível concluir que estas apresentam semelhanças notórias em termos de tamanho de grão e microestrutura. No entanto, comparando as micrografias das soldaduras produzidas em produzidas em 5 segundos, é possível concluir que a soldadura S_{2_5} (Figura 4.11 a)) apresenta uma microestrutura diferenciada das outras, caracterizada por uma maior concentração de ferrite acicular e um tamanho de grão mais reduzido. A microestrutura diferenciada desta soldadura pode ser justificada pelo facto da temperatura máxima atingida durante o seu processamento ser relativamente mais baixa, comparativamente às temperaturas máximas atingidas pelas

restantes soldaduras produzidas em 5 segundos. Uma vez que esta temperatura não permite a redissolução dos precipitados [68], esta microestrutura pode ser justificada pela criação de pontos de nucleação provocados pela segregação de precipitados na fronteira de grão, que favorecem uma matriz ferrítica [65].

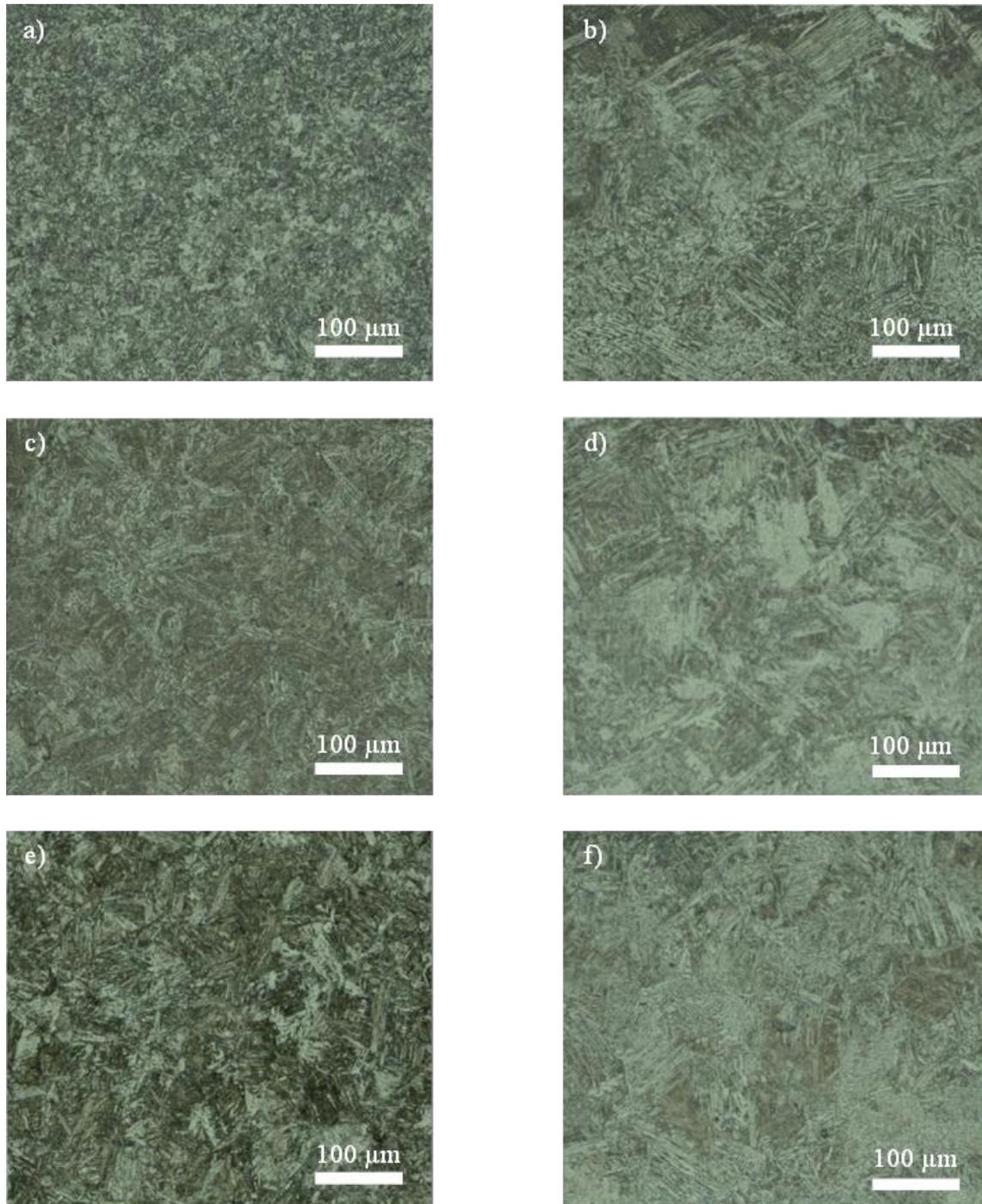


Figura 4.11: Microestrutura da região correspondente à primeira chapa das soldaduras produzidas em 5 segundos com a) 2 chapas, c) 3 chapas e e) 4 chapas, e das soldaduras produzidas em 30 segundos com b) 2 chapas, d) 3 chapas e f) 4 chapas.

4.2.3. Microestrutura das interfaces das soldaduras

Nesta secção são analisadas as microestruturas na região correspondente à interface das chapas mais afastada do topo da soldadura, de modo a identificar, juntamente com os ensaios de tração, a existência, ou não, de ligação efetiva dos metais base. Na Figura 4.12 mostram-se micrografias destas interfaces, para todas as soldaduras.

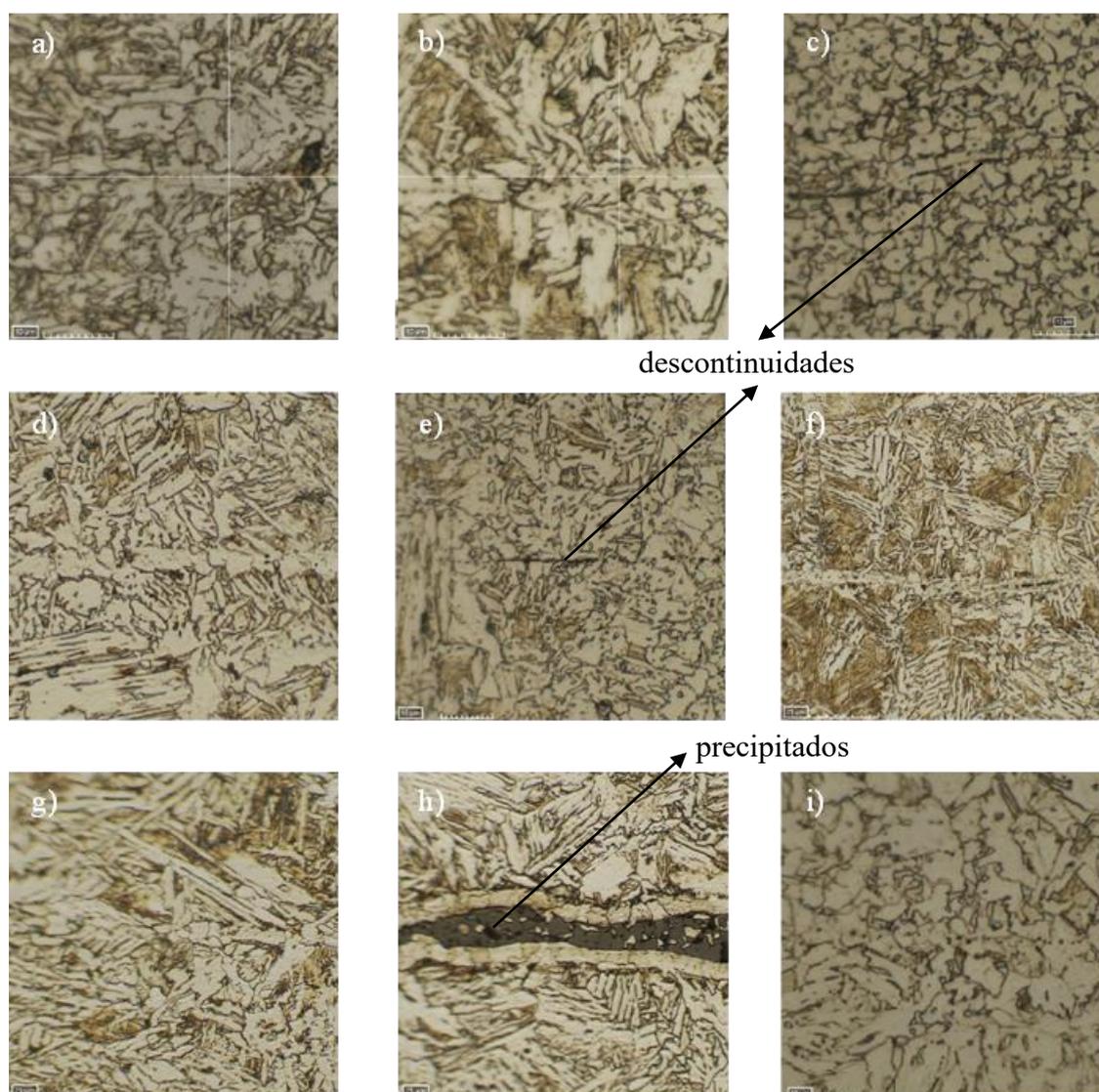


Figura 4.12: Região correspondente à última interface das soldaduras produzidas em 5 segundos com a) 2 chapas, b) 3 chapas e c) 4 chapas, produzidas em 15 segundos com d) 2 chapas, e) 3 chapas e f) 4 chapas e produzidas em 30 segundos com g) 2 chapas, h) 3 chapas e i) 4 chapas.

Pela análise das regiões correspondentes à última interface das diversas soldaduras produzidas, é possível identificar um grão bastante bem definido de ferrite, mesmo quando a microestrutura adjacente a esta região apresenta uma estrutura desorganizada e multidirecional, característica de grãos de ferrite acicular. Mira-Aguiar *et al.* (2016) [12],

observaram o mesmo fenómeno ao produzir soldaduras por TAFSW em aço DX51D, reportando que a existência de um grão bem definido evidenciava a não existência de deformação plástica nesta região e que a ligação resultava da difusão atómica provocada pela compressão das chapas. É possível observar, ainda na Figura 4.12 c), a existência de algumas descontinuidades, em maior quantidade nas soldaduras com maior número de chapas e produzidas em menor tempo

Na soldadura S_{3_30} , que se mostra na Figura 4.12 h), é possível observar a presença de uma fase mais escura na região correspondente à interface. De modo a perceber a constituição dessa substância, a amostra foi caracterizada por SEM-EDS (APÊNDICE C), tendo sido detetada a presença de nióbio nessa região. A zona em questão apresentou uma concentração de cerca de 10% de nióbio, enquanto a análise do material base revelou apenas uma concentração de 0,03%. A discrepância extrema entre os teores de nióbio na interface e na composição química do metal base leva a concluir que a amostra poderá ter sido contaminada antes da análise. Recomenda-se assim efetuar uma nova análise, a qual deve incluir a identificação de possíveis óxidos na interface de ligação das chapas.

4.3. Análise dos perfis de microdureza

Como explicado no PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL, neste trabalho, foram apenas medidas as durezas ao longo de uma secção vertical localizada no centro de cada soldadura, conforme as figuras no APÊNDICE B Com base nos resultados dessas medições foram traçados perfis de dureza que representam a evolução da dureza em função da distância ao topo da soldadura. Os perfis obtidos são comparados, de seguida, para as soldaduras produzidas com o mesmo número de chapas, e diferentes tempos de soldadura, e para as soldaduras produzidas com o mesmo tempo de soldadura, mas diferente número de chapas. Em cada figura mostra-se a dureza média do material base ($175 \text{ HV}_{0,2}$).

4.3.1. Influência do tempo de soldadura

Na Figura 4.13 mostram-se os perfis de dureza correspondentes às soldaduras produzidas com o mesmo número de chapas e diferentes tempos de soldadura. A primeira conclusão que se pode retirar da análise dos gráficos é que, independentemente das variações no número de chapas e do tempo de soldadura, todas as amostras apresentam um perfil de dureza decrescente desde o topo até a base da soldadura, o qual pode ser atribuído ao

gradiente térmico experienciado ao longo da espessura durante a soldadura [12]. Pode ainda concluir-se que todas as soldaduras apresentam durezas superiores à dureza média do MB, em toda a espessura, o que indica que todas as chapas foram afetadas pelas condições termomecânicas do processo, independentemente do número de chapas soldadas. O valor mínimo de dureza registado para a distância mais afastada do topo da soldadura, foi de cerca de 180 HV_{0,2}, tendo sido registado para a soldadura S_{4_5}. Este valor, ligeiramente acima do valor de dureza do MB, indica que essa região também foi afetada pelo processo. Também o valor de dureza mais elevado, de cerca de 325 HV_{0,2}, foi registado na mesma soldadura, embora junto ao topo. Este valor mais elevado de dureza está relacionado com o facto de esta soldadura apresentar o grão mais fino de todas as soldaduras produzidas, tal como se concluiu da análise da Figura 4.11 [70]. De realçar ainda que os valores de dureza registados, para todas as amostras, estão de acordo com os valores espectáveis para microestruturas composta por ferrite acicular e bainite [71] [72].

A Figura 4.13 permite ainda concluir que, independentemente do número de chapas, as durezas das soldaduras produzidas em 15 e 30 s apresentam valores bastante semelhantes. Isto é importante em termos industriais, onde o objetivo é minimizar o tempo de processamento, maximizando a produção.

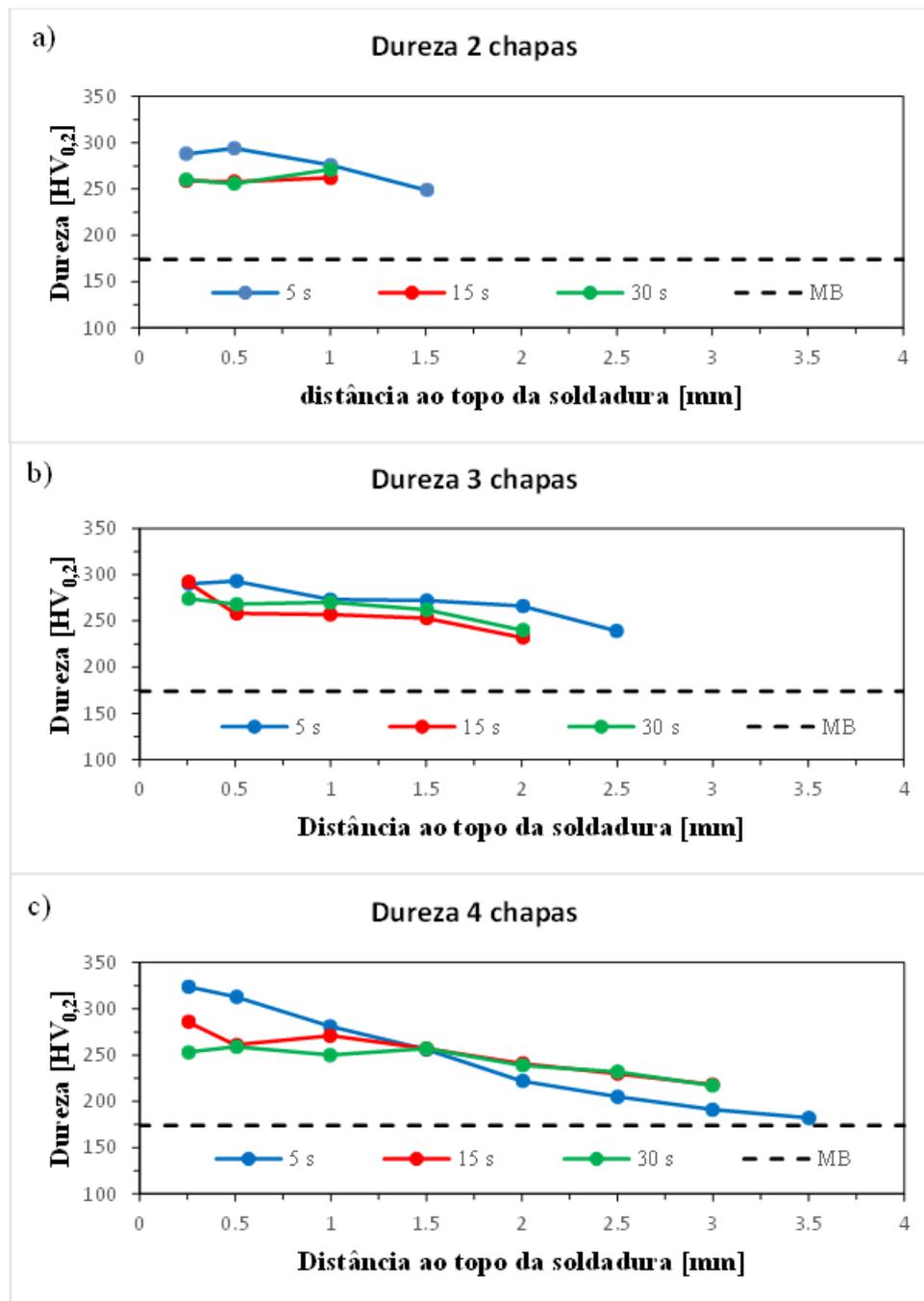


Figura 4.13: Perfil vertical de microdurezas das soldaduras com a) 2 chapas, b) 3 chapas e c) 4 chapas.

4.3.2. Influência do número de chapas

Na Figura 4.14 mostram-se os perfis de dureza correspondentes às soldaduras produzidas com diferente número de chapas e o mesmo tempo de soldadura.

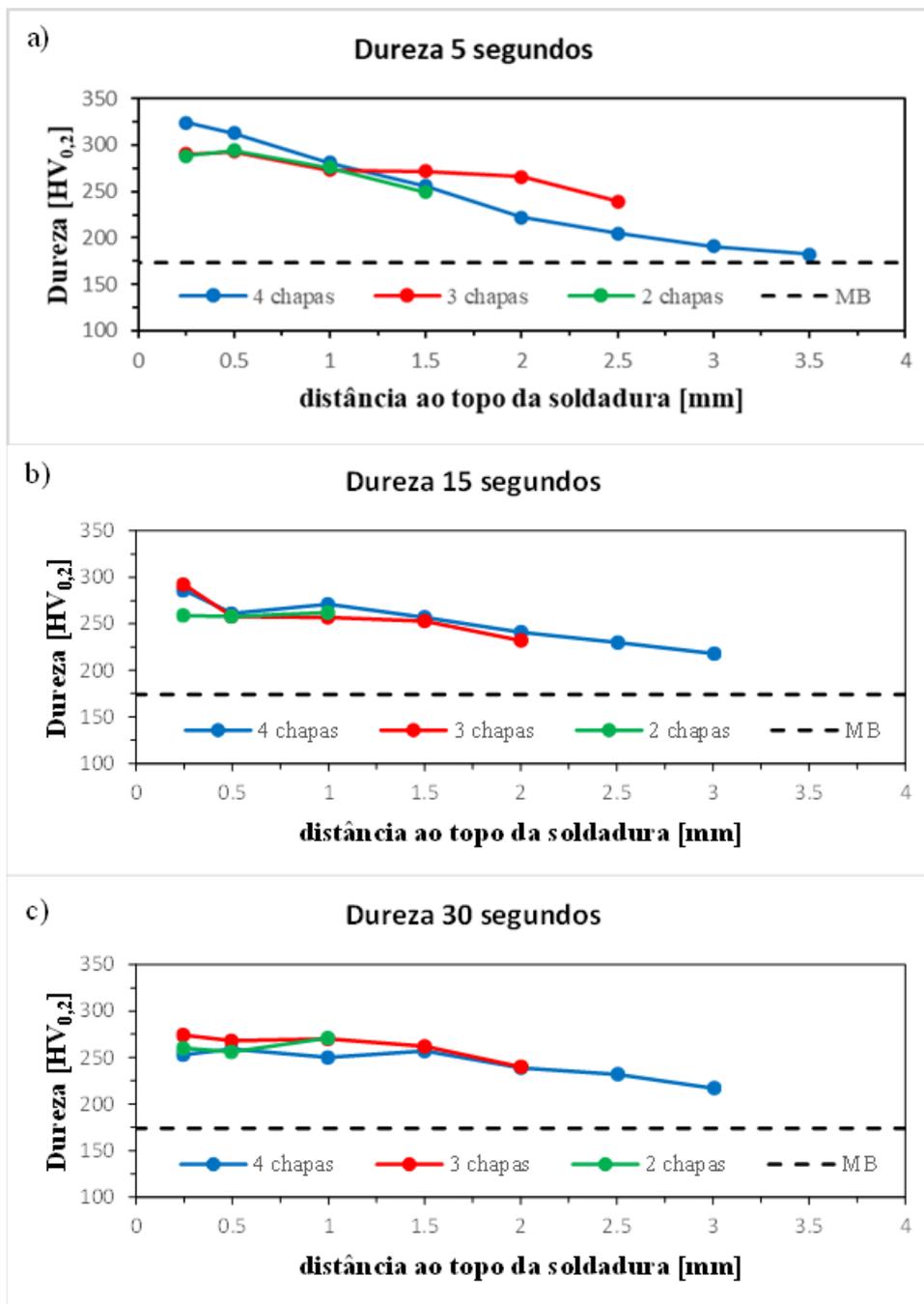


Figura 4.14: Perfil vertical de microdurezas das soldaduras produzidas em a) 5 segundos, b) 15 segundos e c) 30 segundos.

A análise da Figura 4.14 permite concluir que os perfis de dureza correspondentes às soldaduras produzidas com o mesmo tempo de soldadura apresentam um gradiente bastante semelhante, estando quase sobrepostos, independentemente do número de chapas soldadas. Assim, pode concluir-se que o aumento do número de chapas não terá influenciado de forma determinante as condições de dissipação de calor.

4.4. Ensaio de tração em corte

Na Figura 4.15 são apresentadas as curvas força-deslocamento obtidas nos ensaios de tração. A análise da figura permite concluir que todas as curvas começam por apresentar uma relação linear entre a força e o deslocamento, característico da deformação em regime elástico. Todas as soldaduras produzidas em 5 segundos, juntamente com a soldadura S_{4_15} apresentaram rotura neste regime, o que indica que a ligação apresenta resistência reduzida e permite concluir que 5 segundos são insuficientes para a produção de soldaduras neste material base. Do mesmo modo pode concluir-se que 15 segundos não são suficientes para produzir soldaduras resistentes em 4 chapas deste material base. As restantes soldaduras apresentaram rotura em regime plástico, revelando que as condições utilizadas na produção das mesmas são suficientes para a obtenção de uma ligação efetiva entre os metais base. De facto, as soldaduras produzidas em 30 segundos foram as que apresentaram maior resistência, em relação às restantes soldaduras produzidas em menores tempos, independentemente da interface solicitada.

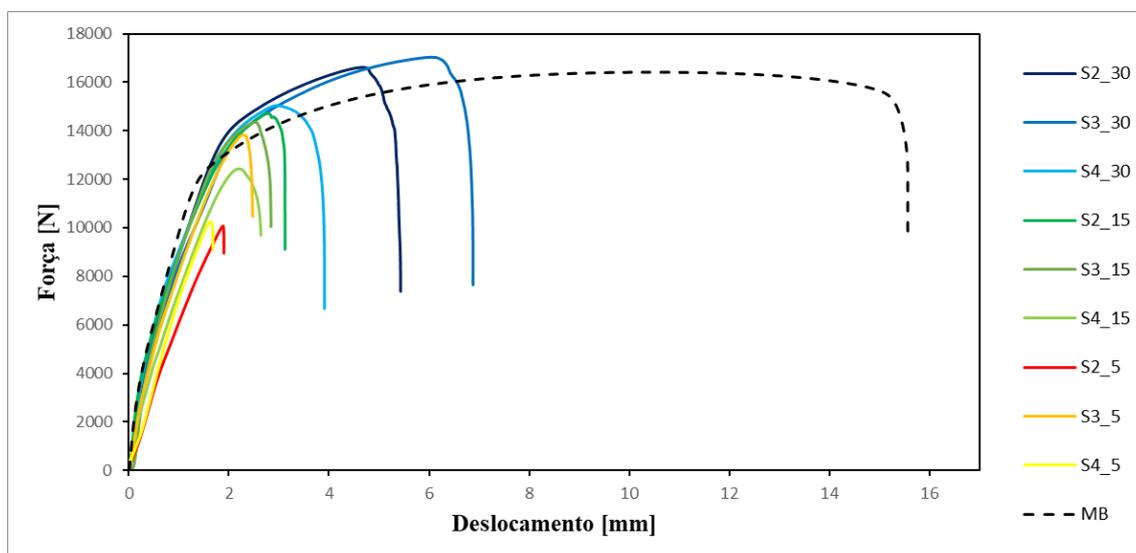


Figura 4.15: Curvas força-deslocamento obtidas nos ensaios de tração.

Para finalizar é importante referir que todas as soldaduras fraturaram na interface de ligação, à exceção da soldadura S_{2_15} , que fraturou por *pull out*. A título de exemplo, na Figura 4.16 estão representadas as fraturas das soldaduras S_{2_15} , por *pull out*, e S_{4_5} , na interface.

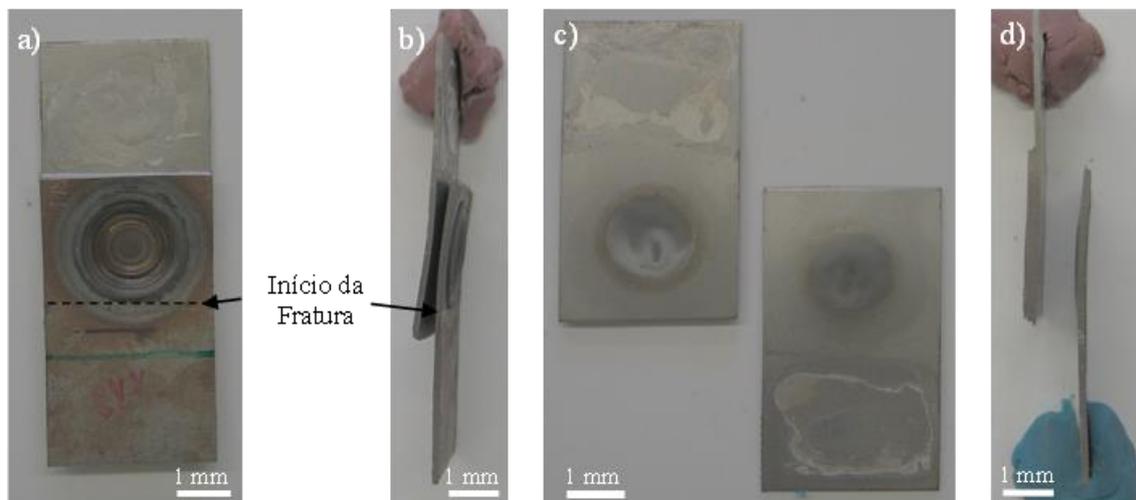


Figura 4.16: Fratura por *pull out* a) vista de frontal e b) vista lateral. Fratura na interface a) vista da interface e b) vista lateral.

4.4.1. Influência do tempo de soldadura

De modo a facilitar a comparação dos valores de força máximos registados nos ensaios de tração, na Figura 4.17 apresentam-se estes resultados agrupados de acordo com o número de chapas envolvidos na ligação. Na figura representa-se também, através de uma linha a tracejado, a força máxima registada no ensaio de tração de um provete de metal base com a mesma largura dos provetes das soldaduras.

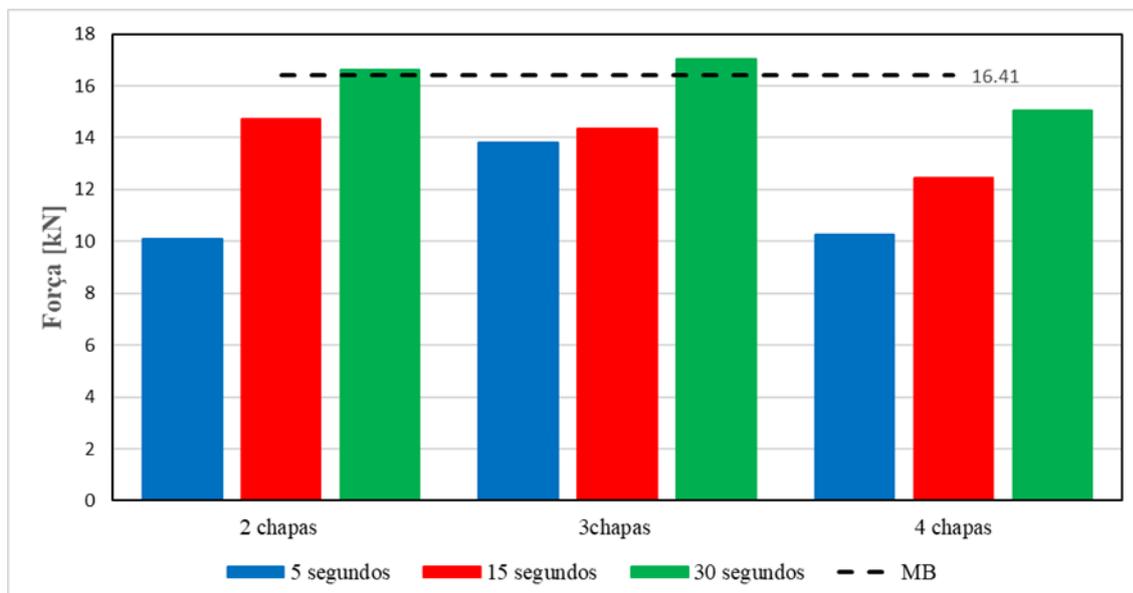


Figura 4.17: Força de tração em corte máxima para as soldaduras com o mesmo número de chapas.

Pela análise da Figura 4.17 é possível perceber a influência do tempo de soldadura na resistência à tração das ligações. Com efeito, pode concluir-se que o aumento do tempo de

soldadura aumenta a resistência da ligação, pois as soldaduras produzidas em 30 segundos foram aquelas que apresentarem valores de resistência mais elevados, enquanto as soldaduras produzidas em 5 segundos foram aquelas que apresentaram os valores de resistência mais reduzidos, mesmo para as soldaduras efetuadas com apenas duas chapas. A resistência reduzida destas ligações poderá estar associada à presença de um elevado número de descontinuidades, como as que se mostram na Figura 4.12.

Apesar das semelhanças a nível microestrutural, e até nos perfis de dureza, registado para as soldaduras produzidas em 15 e 30 segundos, a figura permite concluir que existem diferenças assinaláveis em termos de resistência à tração. Estes resultados podem dever-se ao facto de os ensaios de tração terem sido realizados com amostras diferentes das utilizadas para ensaios de dureza e análise microestrutural, onde a deformação da ferramenta e as diferenças verificadas na profundidade de penetração podem ter afetado os resultados obtidos.

4.4.2. Influência do número de chapas

Na Figura 4.18 comparam-se a os valores de força máxima, obtidos nos ensaios de tração, para as soldaduras produzidas com o mesmo tempo de soldadura.

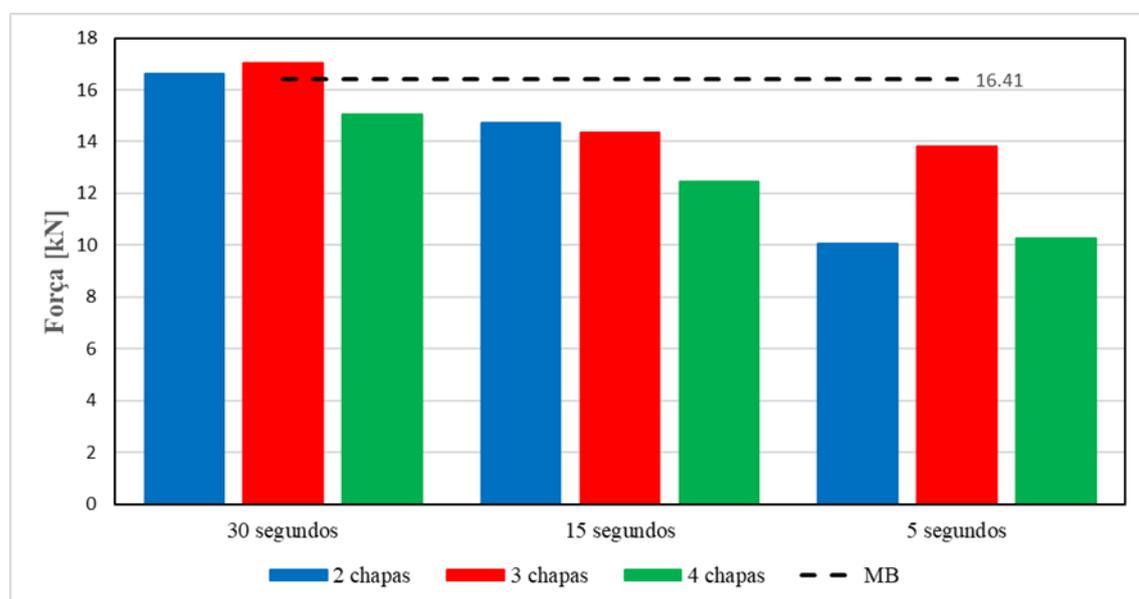


Figura 4.18: Força de tração máxima para as soldaduras com o mesmo tempo de soldadura.

A análise da Figura 4.18 permite perceber que, as resistências nas diferentes interfaces das soldaduras produzidas com o mesmo tempo são bastante semelhantes. As soldaduras produzidas em 30 segundos foram as que apresentaram valores mais elevados de resistência,

com um valor máximo registado para a soldadura S_{3_30} de 17,03 kN. O valor mínimo de resistência foi registado para a soldadura S_{4_30} , com um valor de 15,04 kN. A proximidade dos valores máximos e mínimos da carga máxima, com o valor de resistência do material base, pode indicar um limite máximo de resistência das soldaduras. Em contrapartida, as soldaduras produzidas em 5 segundos foram as que apresentaram os valores de força máxima mais reduzidos. A soldadura S_{2_5} foi a soldadura que apresentou menor resistência, com 10,07 kN. Este resultado pode ser, mais uma vez, associado à baixa temperatura registada durante a produção desta soldadura, provocada pela baixa penetração da ferramenta.

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1. Conclusões

O objetivo principal desta dissertação foi aferir a influência do número de chapas e do tempo de estabilização na qualidade de soldaduras produzidas por TAFSW. Assim, as principais conclusões foram:

- Para os parâmetros selecionados, o número de chapas e o tempo de soldadura não têm grande influência na temperatura e binário máximos, registrando valores próximos dos 1200 °C e 30 Nm, respetivamente. A força não verificou qualquer relação com os parâmetros avaliados;
- As regiões mais próximas do topo da soldadura apresentam uma microestrutura ferrítica acicular com alguns grãos de bainite dispersos na matriz. Ao longo da secção vertical é observável um gradiente decrescente do tamanho de grão juntamente com uma redução na concentração de bainite na microestrutura;
- As regiões das interfaces são caracterizadas por uma microestrutura ferrítica bem definida, indicando que não existiu deformação plástica nas mesmas;
- Os perfis de dureza revelaram ser semelhantes para as soldaduras produzidas com diferente número de chapas e o mesmo tempo de soldadura, indicando que o número de chapas não tem influência na dissipação de calor durante a soldadura. Para o mesmo número de chapas e diferentes tempos de soldadura, os perfis de dureza das soldaduras produzidas em 5 segundos revelaram ser ligeiramente superiores aos perfis obtidos para as soldaduras produzidas em 15 e 30 segundos, devido à microestrutura mais refinada;
- Os ensaios de tração revelaram resistências máximas para as soldaduras de 30 segundos, na ordem dos 17 kN, e resistências mínimas para as soldaduras de 5 segundos, na ordem dos 10 kN.

5.2. Sugestões para trabalhos futuros

Para trabalhos futuros sugere-se:

- A utilização/desenvolvimento de uma ferramenta mais resistente para minimizar os erros associados à variação do diâmetro da ferramenta;
- A investigação das acumulações de substâncias junto das interfaces;
- Um relacionamento entre a resistência à tração e a área da interface soldada;
- O estudo do comportamento das soldaduras à fadiga.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Conselho da União Europeia, «Objetivo 55». <https://www.consilium.europa.eu/pt/policies/green-deal/fit-for-55-the-eu-plan-for-a-green-transition/> (acedido 27 de Março de 2023).
- [2] ArcelorMittal, «High-Strength low-alloy (HSLA) steels for cold forming». <https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/HYTSS/HSLA> (acedido 27 de Março de 2023).
- [3] R. Branco e F. Berto, «High-strength low-alloy steels», *Metals*, vol. 11, n. 7. MDPI AG, 1 de Julho de 2021. doi: 10.3390/met11071000.
- [4] J. Patel, «Hot Rolled HSLA Strip Steels for Automotive and Construction Applications Influence of CSP processing on Nb(C,N) precipitation state View project», 2003. [Em linha]. Disponível em: <https://www.researchgate.net/publication/237659503>
- [5] Y. Funakawa, T. Shiozaki, K. Tomita, T. Yamamoto, e E. Maeda, «Development of High Strength Hot-rolled Sheet Steel Consisting of Ferrite and Nanometer-sized Carbides», *ISIJ International*, vol. 44, n. 11, pp. 1945–1951, 2004.
- [6] D. Zhao, N. Vdonin, Y. Bezgans, L. Radionova, V. Bykov, e L. Glebov, «Mechanical attributes and microstructural characteristics of resistance spot-welded HSLA 420 steel joints», *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 124, n. 10, pp. 3505–3518, Fev. 2023, doi: 10.1007/s00170-022-10798-9.
- [7] H. Dong, X. Hao, e D. Deng, «Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of HSLA Steel Joint», *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 3, n. 2, pp. 138–146, 2014, doi: 10.1007/s13632-014-0130-z.
- [8] P. R. Pereira, «UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE ESCOLA DE ENGENHARIA GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA».
- [9] H. V. Ribeiro, C. A. Reis Pereira Baptista, M. S. Fernandes Lima, M. A. Santos Torres, e J. B. Marcomini, «Effect of laser welding heat input on fatigue crack growth and CTOD fracture toughness of HSLA steel joints», *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 11, pp. 801–810, Mar. 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.01.038.
- [10] Thomas Wayne M, Nicholas Edward D., Needham James C., Murch Michael G., Temple-Smith Peter, e Dawes Christopher J., «Improvements Relating to Friction Welding.», 1995
- [11] R. Sakano, K. Murakami, K. Yamashita, T. Hyde, e M. Fujimoto, «Development of spot FSW robot system for automobile body members.», *Third International Symposium of Friction Stir Welding*, 2001.
- [12] T. Mira-Aguiar, D. Verdera, C. Leitão, e D. M. Rodrigues, «Tool assisted friction welding: A FSW related technique for the linear lap welding of very thin steel plates», *J Mater Process Technol*, vol. 238, pp. 73–80, Dez. 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.07.006.
- [13] Y. F. Sun, H. Fujii, N. Takaki, e Y. Okitsu, «Microstructure and mechanical properties of mild steel joints prepared by a flat friction stir spot welding

- technique», *Mater Des*, vol. 37, pp. 384–392, Mai. 2012, doi: 10.1016/j.matdes.2012.01.027.
- [14] D. G. Andrade, S. S. Sabari, C. Leitão, e D. M. Rodrigues, «Influence of the galvanized coating thickness and process parameters on heat generation and strength of steel spot welds», *Thin-Walled Structures*, vol. 160, Mar. 2021, doi: 10.1016/j.tws.2020.107401.
- [15] K. H. Kim, H. S. Bang, H. S. Bang, e A. F. H. Kaplan, «Joint properties of ultra thin 430M2 ferritic stainless steel sheets by friction stir welding using pinless tool», *J Mater Process Technol*, vol. 243, pp. 381–386, Mai. 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.12.018.
- [16] R. Suryanarayanan e V. G. Sridhar, «Process parameter optimisation in pinless friction stir spot welding of dissimilar aluminium alloys using Multi-start algorithm», *Proc Inst Mech Eng C J Mech Eng Sci*, vol. 234, n. 20, pp. 4101–4115, Out. 2020, doi: 10.1177/0954406220919482.
- [17] O. Zareie, S. M. Mousavizade, H. R. Ezatpour, H. Zareie, e N. Farmanbar, «Effect of plunging depth and dwelling time on microstructure and mechanical properties of 6061 aluminum alloy welded by protrusion friction stir spot welding», *Welding in the World*, vol. 64, n. 5, pp. 785–805, Mai. 2020, doi: 10.1007/s40194-020-00884-5.
- [18] J. W. Choi *et al.*, «Dissimilar friction stir welding of pure Ti and carbon fibre reinforced plastic», *Science and Technology of Welding and Joining*, pp. 600–608, 2020, doi: 10.1080/13621718.2020.1788814.
- [19] L. R. R. Silva, E. A. S. Marques, & Lucas, e F. M. Da Silva, «Polymer joining techniques state of the art review», doi: 10.1007/s40194-021-01143-x/Published.
- [20] N. Ma *et al.*, «Thermo-mechanical modeling and analysis of friction spot joining of Al alloy and carbon fiber-reinforced polymer», *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 12, pp. 1777–1793, 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.03.111.
- [21] D. G. Andrade, C. Leitão, e D. M. Rodrigues, «Influence of base material characteristics and process parameters on frictional heat generation during Friction Stir Spot Welding of steels», *J Manuf Process*, vol. 43, pp. 98–104, Jul. 2019, doi: 10.1016/j.jmapro.2019.05.015.
- [22] D. G. Andrade, S. Sabari, I. Galvão, C. Leitão, e D. M. Rodrigues, «Temperature and torque in FSSW of steel sheets: experimental measurements and modelling», *Welding in the World*, vol. 67, n. 2, pp. 341–352, Fev. 2023, doi: 10.1007/s40194-022-01418-x.
- [23] C. I. Garcia, «High strength low alloyed (HSLA) steels», em *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, Elsevier Inc., 2016, pp. 145–167. doi: 10.1016/B978-0-08-100638-2.00006-7.
- [24] TWI, «Friction Stir Welding», Acedido: 27 de Março de 2023. [Em linha]. Disponível em: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/friction-stir-welding-147>
- [25] Dr. V. P. Srinivasan e Dr. P. A. Varthanan, «Thermal Stress Analysis and Optimization of FSW Process on UHMWPE by Using Triangular Tool Profile», *Int J Res Appl Sci Eng Technol*, vol. 10, n. 3, pp. 680–685, Mar. 2022, doi: 10.22214/ijraset.2022.40678.
- [26] T.-Y. Pan, «Friction Stir Spot Welding (FSSW)-A Literature Review», 2007.
- [27] R. Nandan, T. DebRoy, e H. K. D. H. Bhadeshia, «Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties», *Progress in Materials*

- Science*, vol. 53, n. 6. pp. 980–1023, Agosto de 2008. doi: 10.1016/j.pmatsci.2008.05.001.
- [28] J. Stephen Leon, G. Bharathiraja, e V. Jayakumar, «Experimental Analysis on Friction Stir Welding using Flat-Faced Pins in AA2024-T3 Plate», *FME Transactions*, vol. 49, n. 1, pp. 78–86, 2020, doi: 10.5937/FME2101078S.
- [29] R. A. Gite, P. K. Loharkar, e R. Shimpi, «Friction stir welding parameters and application: A review», em *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, 2019, pp. 361–365. doi: 10.1016/j.matpr.2019.07.613.
- [30] R. Anand e V. G. Sridhar, «Studies on process parameters and tool geometry selecting aspects of friction stir welding-A review», em *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, Jan. 2020, pp. 576–583. doi: 10.1016/j.matpr.2019.12.042.
- [31] Y. J. Chao, «Ultimate strength and failure mechanism of resistance spot weld subjected to tensile, shear, or combined tensile/shear loads», *J Eng Mater Technol*, vol. 125, n. 2, pp. 125–132, 2003, doi: 10.1115/1.1555648.
- [32] M. Jou, «Real time monitoring weld quality of resistance spot welding for the fabrication of sheet metal assemblies», 2003.
- [33] M. Pouranvari e S. P. H. Marashi, «Critical review of automotive steels spot welding: Process, structure and properties», *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 18, n. 5. pp. 361–403, Julho de 2013. doi: 10.1179/1362171813Y.0000000120.
- [34] M. Fujimoto, M. Inuzuka, S. Koga, e Y. Seta, «Development of friction spot joining».
- [35] M. Paidar, A. Khodabandeh, H. Najafi, e A. S. Rouh-aghdam, «An investigation on mechanical and metallurgical properties of 2024-T3 aluminum alloy spot friction welds», *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 80, n. 1–4. Springer London, pp. 183–197, 19 de Setembro de 2015. doi: 10.1007/s00170-015-6997-2.
- [36] A. Gerlich, M. Yamamoto, e T. H. North, «Local melting and tool slippage during friction stir spot welding of Al-alloys», *J Mater Sci*, vol. 43, n. 1, pp. 2–11, Jan. 2008, doi: 10.1007/s10853-007-1791-7.
- [37] H. Badarinarayan, Q. Yang, e F. Hunt, «Effect of Pin Geometry on Static Strength of Friction Stir Spot Welds», 2018.
- [38] Z. Li, Y. Yue, S. Ji, C. Peng, e L. Wang, «Optimal design of thread geometry and its performance in friction stir spot welding», *Mater Des*, vol. 94, pp. 368–376, Mar. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.01.081.
- [39] V. V. Patel, V. J. Badheka, e A. Kumar, «Influence of Pin Profile on the Tool Plunge Stage in Friction Stir Processing of Al–Zn–Mg–Cu Alloy», *Transactions of the Indian Institute of Metals*, vol. 70, n. 4, pp. 1151–1158, Mai. 2017, doi: 10.1007/s12666-016-0903-y.
- [40] A. Garg e A. Bhattacharya, «Strength and failure analysis of similar and dissimilar friction stir spot welds: Influence of different tools and pin geometries», *Mater Des*, vol. 127, pp. 272–286, Ago. 2017, doi: 10.1016/j.matdes.2017.04.084.
- [41] Y. H. Yin, A. Ikuta, e T. H. North, «Microstructural features and mechanical properties of AM60 and AZ31 friction stir spot welds», *Mater Des*, vol. 31, n. 10, pp. 4764–4776, Dez. 2010, doi: 10.1016/j.matdes.2010.05.005.

- [42] W. Li, J. Li, Z. Zhang, D. Gao, W. Wang, e C. Dong, «Improving mechanical properties of pinless friction stir spot welded joints by eliminating hook defect», *Mater Des*, vol. 62, pp. 247–254, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.05.028.
- [43] C. Schilling e J. dos Santos, «METHOD AND DEVICE FOR JOINING AT LEAST TWO ADJOINING WORK PIECES BY», US 6722556B", 2004
- [44] Y. Uematsu, K. Tokaji, Y. Tozaki, T. Kurita, e S. Murata, «Effect of re-filling probe hole on tensile failure and fatigue behaviour of friction stir spot welded joints in Al-Mg-Si alloy», *Int J Fatigue*, vol. 30, n. 10–11, pp. 1956–1966, Out. 2008, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2008.01.006.
- [45] D. Bakavos e P. B. Prangnell, «Effect of reduced or zero pin length and anvil insulation on friction stir spot welding thin gauge 6111 automotive sheet», *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 14, n. 5, pp. 443–456, Jul. 2009, doi: 10.1179/136217109X427494.
- [46] W. Li, J. Li, Z. Zhang, D. Gao, W. Wang, e C. Dong, «Improving mechanical properties of pinless friction stir spot welded joints by eliminating hook defect», *Mater Des*, vol. 62, pp. 247–254, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.05.028.
- [47] D. Bakavos, Y. Chen, L. Babout, e P. Prangnell, «Material interactions in a novel pinless tool approach to friction stir spot welding thin aluminum sheet», *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 42, n. 5, pp. 1266–1282, Mai. 2011, doi: 10.1007/s11661-010-0514-x.
- [48] Y. Tozaki, Y. Uematsu, e K. Tokaji, «A newly developed tool without probe for friction stir spot welding and its performance», *J Mater Process Technol*, vol. 210, n. 6–7, pp. 844–851, Abr. 2010, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.01.015.
- [49] Q. Chu, W. Y. Li, X. W. Yang, J. J. Shen, Y. B. Li, e W. B. Wang, «Study of process/structure/property relationships in probeless friction stir spot welded AA2198 Al-Li alloy», *Welding in the World*, vol. 61, n. 2, pp. 291–298, Mar. 2017, doi: 10.1007/s40194-017-0423-3.
- [50] D. A. Wang e S. C. Lee, «Microstructures and failure mechanisms of friction stir spot welds of aluminum 6061-T6 sheets», *J Mater Process Technol*, vol. 186, n. 1–3, pp. 291–297, Mai. 2007, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2006.12.045.
- [51] X. W. Yang, T. Fu, e W. Y. Li, «Friction stir spot welding: A review on joint macro- and microstructure, property, and process modelling», *Advances in Materials Science and Engineering*, vol. 2014. Hindawi Publishing Corporation, 2014. doi: 10.1155/2014/697170.
- [52] S. N. Suresh e J. M. J., «Effects of FSSW Process Parameters on Microstructure and Strength of Welds Made of TRIP Steel: A Review». [Em linha]. Disponível em: <https://ssrn.com/abstract=4295986>
- [53] W. J. Kyffin, H. Lalvani, e B. P. Wynne, «Progress in FSSW of DP800 high strength automotive steel», 2006. [Em linha]. Disponível em: <https://www.researchgate.net/publication/321035441>
- [54] R. Ohashi, M. Fujimoto, S. Mironov, Y. S. Sato, e H. Kokawa, «Effect of contamination on microstructure in friction stir spot welded DP590 steel», *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 14, n. 3, pp. 221–227, Abr. 2009, doi: 10.1179/136217108X388642.
- [55] Y. Li, D. Sun, e W. Gong, «Effect of tool rotational speed on the microstructure and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded 6082-T6 aluminum alloy», *Metals (Basel)*, vol. 9, n. 8, Ago. 2019, doi: 10.3390/met9080894.

- [56] P. Su, A. Gerlich, e T. H. North, «Friction Stir Spot Welding of Aluminum and Magnesium Alloy Sheets», 2005.
- [57] Z. Zhang, X. Yang, J. Zhang, G. Zhou, X. Xu, e B. Zou, «Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir spot welded 5052 aluminum alloy», *Mater Des*, vol. 32, n. 8–9, pp. 4461–4470, Set. 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2011.03.058.
- [58] M. Paidar, A. Khodabandeh, M. L. Sarab, e M. Taheri, «Effect of welding parameters (plunge depths of shoulder, pin geometry, and tool rotational speed) on the failure mode and stir zone characteristics of friction stir spot welded aluminum 2024-T3 sheets», *Journal of Mechanical Science and Technology*, vol. 29, n. 11, pp. 4639–4644, Nov. 2015, doi: 10.1007/s12206-015-1009-x.
- [59] S. Jambhale, S. Kumar, e S. Kumar, «Effect of Process Parameters & Tool Geometries on Properties of Friction Stir Spot Welds: A Review», *Universal Journal of Engineering Science*, vol. 3, n. 1, pp. 6–11, Fev. 2015, doi: 10.13189/ujes.2015.030102.
- [60] A. Gerlich, M. Yamamoto, e T. H. North, «Local melting and tool slippage during friction stir spot welding of Al-alloys», *J Mater Sci*, vol. 43, n. 1, pp. 2–11, Jan. 2008, doi: 10.1007/s10853-007-1791-7.
- [61] Z. Shen, Y. Ding, e A. P. Gerlich, «Advances in friction stir spot welding», *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, vol. 45, n. 6. Bellwether Publishing, Ltd., pp. 457–534, 1 de Novembro de 2020. doi: 10.1080/10408436.2019.1671799.
- [62] C. D. Cox, B. T. Gibson, A. M. Strauss, e G. E. Cook, «Energy input during friction stir spot welding», *J Manuf Process*, vol. 16, n. 4, pp. 479–484, Out. 2014, doi: 10.1016/j.jmapro.2014.05.007.
- [63] E. J. Macías, A. S. Roca, H. C. Fals, J. C. S. Muro, e J. B. Fernández, «Characterisation of friction stir spot welding process based on envelope analysis of vibro-acoustical signals», *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 20, n. 2, pp. 172–180, 2015, doi: 10.1179/1362171814Y.0000000268.
- [64] A. Steuwer, S. J. Barnes, J. Altenkirch, R. Johnson, e P. J. Withers, «Friction stir welding of HSLA-65 steel: Part II. The influence of weld speed and tool material on the residual stress distribution and tool wear», *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 43, n. 7, pp. 2356–2365, Jul. 2012, doi: 10.1007/s11661-011-0643-x.
- [65] Y. Chen, D. Zhang, Y. Liu, H. Li, e D. Xu, «Effect of dissolution and precipitation of Nb on the formation of acicular ferrite/bainite ferrite in low-carbon HSLA steels», *Mater Charact*, vol. 84, pp. 232–239, 2013, doi: 10.1016/j.matchar.2013.08.005.
- [66] J. Weibel *et al.*, «Tracing microalloy precipitation in Nb-Ti HSLA steel during austenite conditioning», *Metals (Basel)*, vol. 10, n. 2, Fev. 2020, doi: 10.3390/met10020243.
- [67] P. Gong, E. J. Palmiere, e W. M. Rainforth, «Dissolution and precipitation behaviour in steels microalloyed with niobium during thermomechanical processing», *Acta Mater*, vol. 97, pp. 392–403, Jul. 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2015.06.057.
- [68] Z. Wang, J. Wu, J. Li, X. Wu, Y. Huang, e X. Li, «Effects of Niobium on the Mechanical Properties and Corrosion Behavior of Simulated Weld HAZ of HSLA Steel», *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 49, n. 1, pp. 187–197, Jan. 2018, doi: 10.1007/s11661-017-4391-4.

- [69] H. S. Zurob, Y. Brechet, e G. Purdy, «A MODEL FOR THE COMPETITION OF PRECIPITATION AND RECRYSTALLIZATION IN DEFORMED AUSTENITE», 2001. [Em linha]. Disponível em: www.elsevier.com/locate/actamat
- [70] E. Gharibshahiyan, A. H. Raouf, N. Parvin, e M. Rahimian, «The effect of microstructure on hardness and toughness of low carbon welded steel using inert gas welding», *Mater Des*, vol. 32, n. 4, pp. 2042–2048, Abr. 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2010.11.056.
- [71] L. Zhang, A. Pittner, T. Michael, M. Rhode, e T. Kannengiesser, «Effect of cooling rate on microstructure and properties of microalloyed HSLA steel weld metals», *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 20, n. 5, pp. 371–377, 2015, doi: 10.1179/1362171815Y.0000000026.
- [72] L. Zhang e T. Kannengiesser, «Austenite grain growth and microstructure control in simulated heat affected zones of microalloyed HSLA steel», *Materials Science and Engineering A*, vol. 613, pp. 326–335, Set. 2014, doi: 10.1016/j.msea.2014.06.106.

APÊNDICE A

Tabela A.1: Parâmetros de saída das soldaduras utilizadas para a análise microestrutural.

Soldadura	T_{max} [°C]	T_{man} [°C]	M_{max} [Nm]	M_{mna} [Nm]	F_{max} [kN]	F_{man} [kN]
<i>S_{2_5}</i>	1006,05	-	26,79	-	30,46	-
<i>S_{3_5}</i>	1193,41	-	28,22	-	41,74	-
<i>S_{4_5}</i>	1190,14	-	30,30	-	41,77	-
<i>S_{2_15}</i>	1226,42	-	30,83	-	33,29	-
<i>S_{3_15}</i>	1215,99	-	31,09	-	38,37	-
<i>S_{4_15}</i>	1248,36	-	27,32	-	40,22	-
<i>S_{2_30}</i>	1222,73	1214,13	34,15	18,45	57,74	11,03
<i>S_{3_30}</i>	1213,70	1206,71	32,66	16,60	30,42	14,13
<i>S_{4_30}</i>	1236,62	1231,53	28,36	17,20	36,85	12,64

Tabela A.2: Parâmetro de saída das soldaduras utilizadas para os ensaios de tração.

Soldadura	T_{max} [°C]	T_{man} [°C]	M_{max} [Nm]	M_{mna} [Nm]	F_{max} [kN]	F_{man} [kN]
<i>S_{2_5}</i>	848,72	-	22,82	-	32,26	-
<i>S_{3_5}</i>	1186,78	-	31,13	-	43,02	-
<i>S_{4_5}</i>	1174,19	-	34,31	-	41,33	-
<i>S_{2_15}</i>	1233,90	-	35,58	-	27,61	-
<i>S_{3_15}</i>	1218,07	-	32,12	-	34,47	-
<i>S_{4_15}</i>	1218,27	-	30,20	-	31,25	-
<i>S_{2_30}</i>	1226,57	1223,69	29,93	18,65	27,79	23,71
<i>S_{3_30}</i>	1214,41	1201,16	32,64	17,05	33,31	13,93
<i>S_{4_30}</i>	1197,28	1170,89	30,76	17,01	36,84	13,44

APÊNDICE B

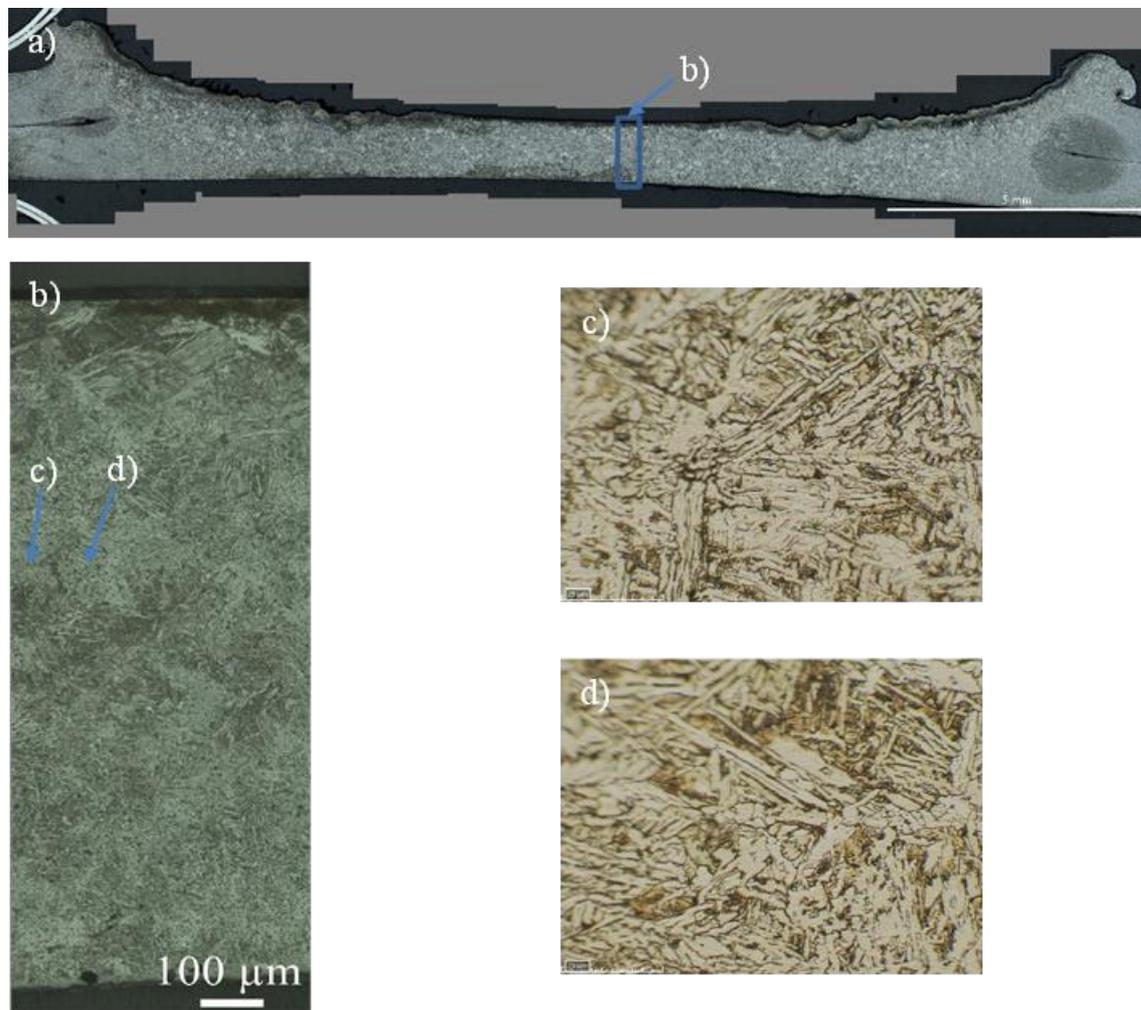


Figura B.1: a) Macrografia da soldadura S_{2_30} . b) Secção vertical para microdureza. c) e d) Microestrutura da 1ª interface.

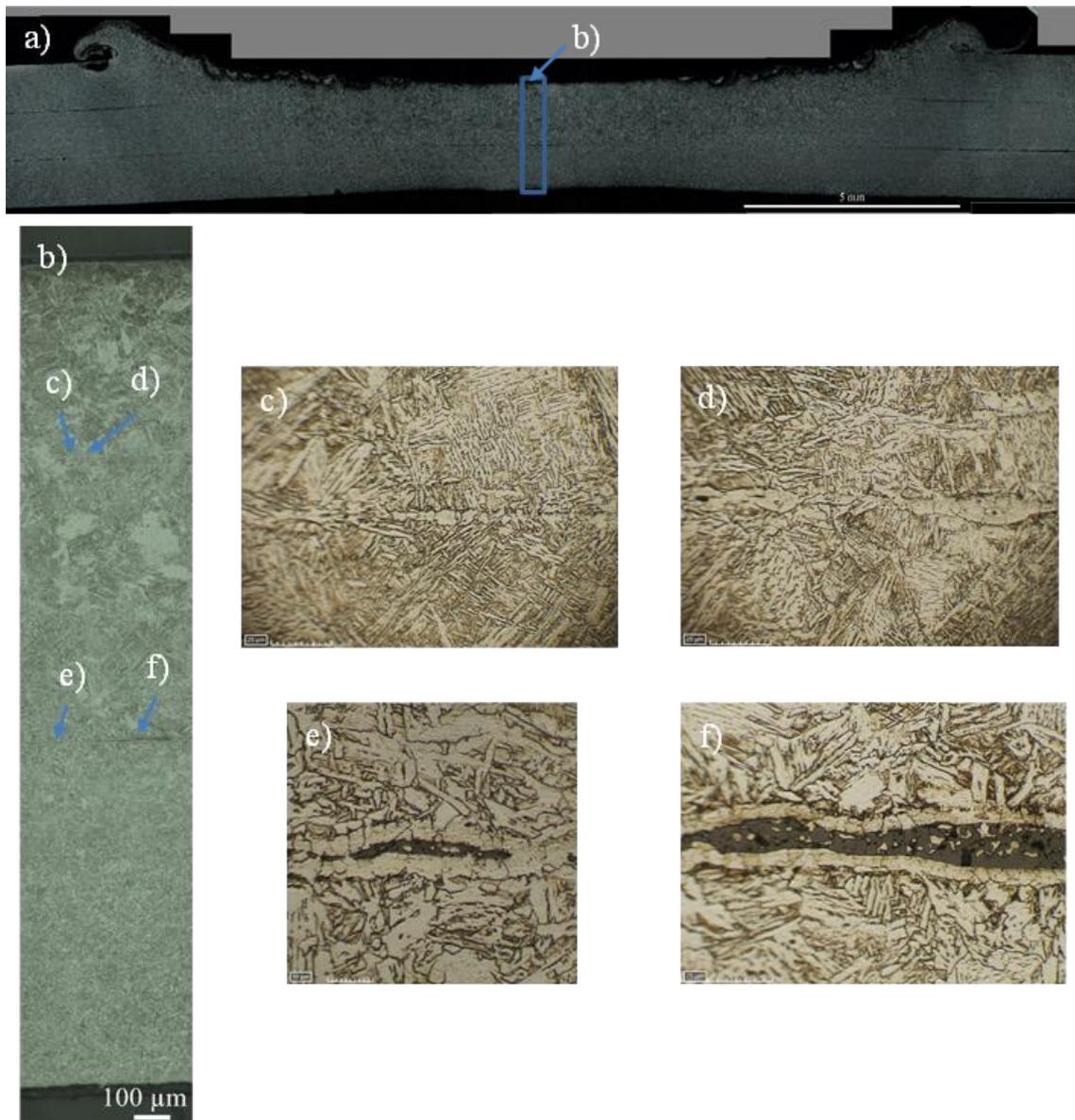


Figura B.2: a) Macrografia da soldadura S_{3_30} b) Secção vertical para microdureza. c) e d) Microestrutura da 1ª interface. e) e f) Microestrutura da 2ª interface.

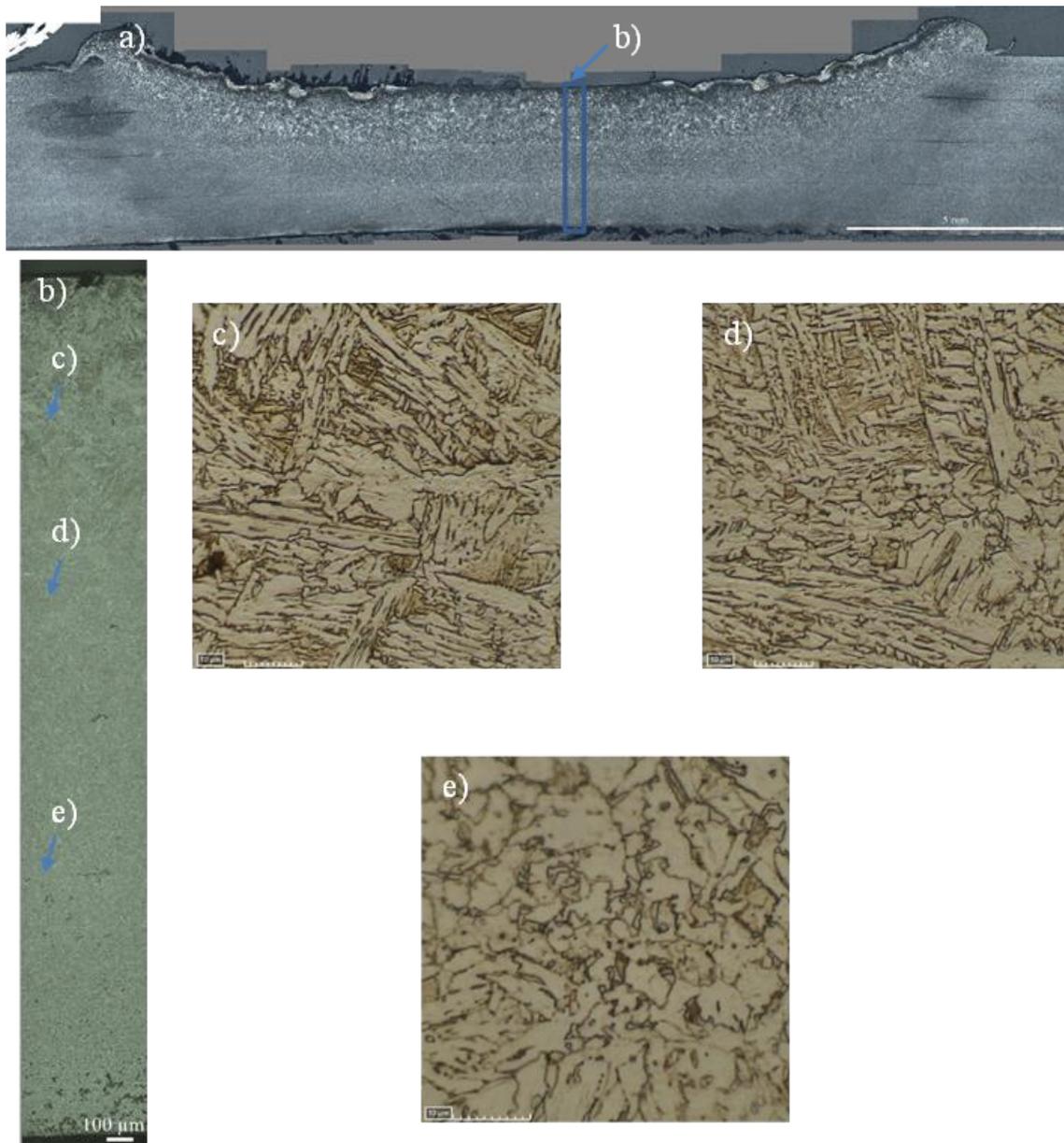


Figura B.3: a) Macrografia da soldadura S_{4_30}. b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1^a interface. d) Microestrutura da 2^a interface. e) Microestrutura da 3^a interface.

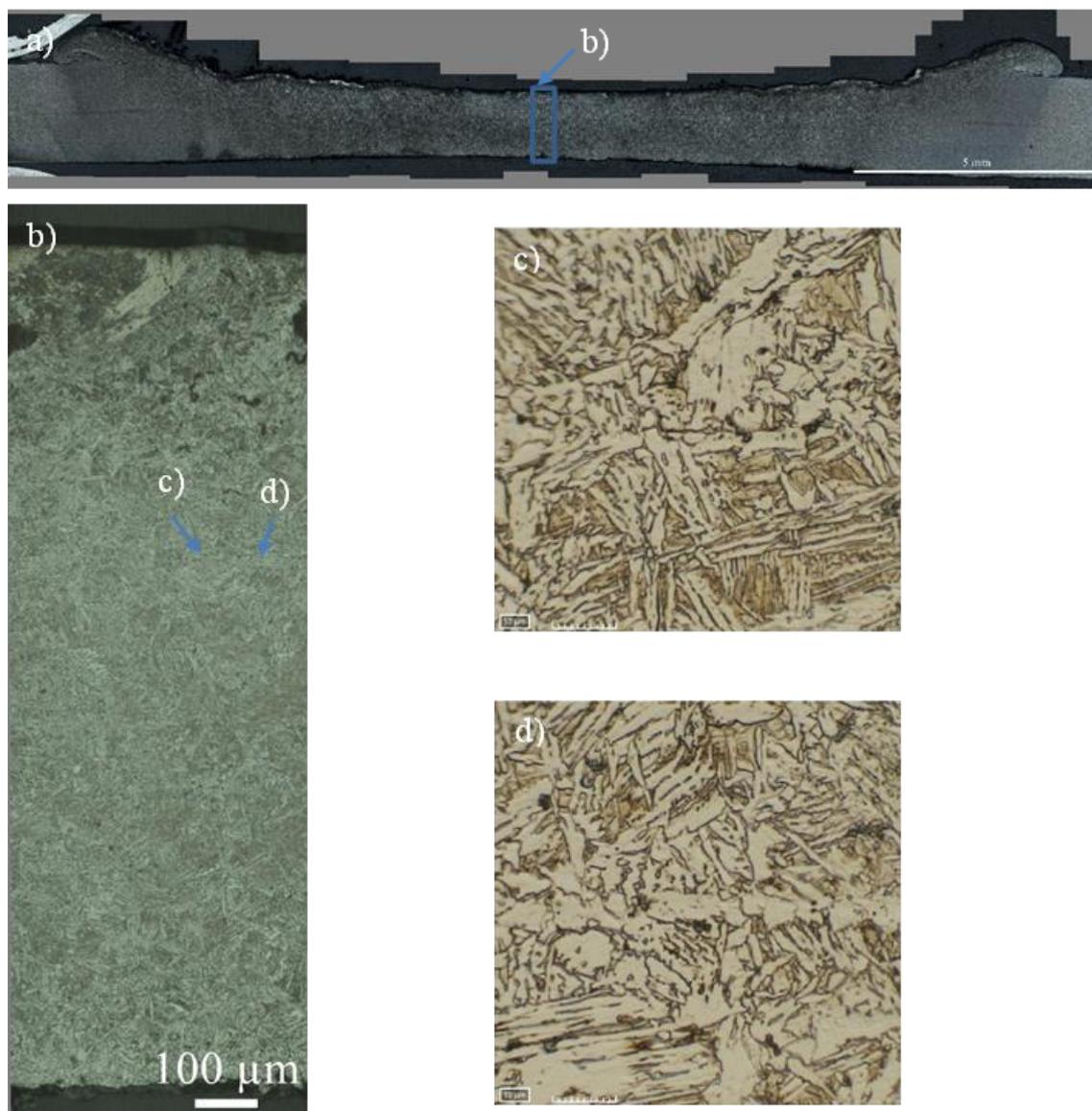


Figura B.4: a) Macrografia da soldadura S_{2_15} . b) Secção vertical para microdureza. c) e d) Microestrutura da 1ª interface.

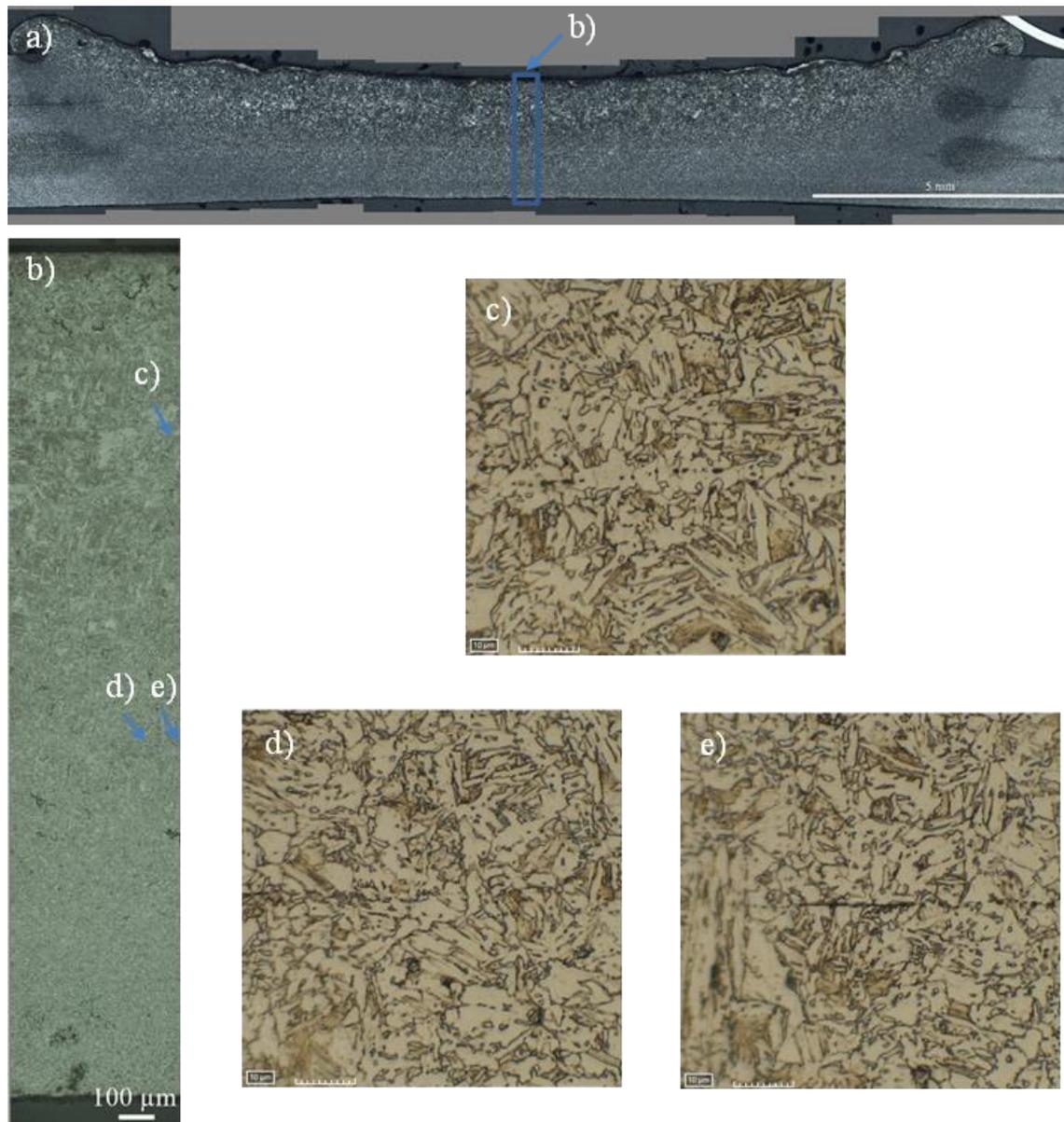


Figura B.5: a) Macrografia da soldadura S_{3_15} b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1ª interface. d) e) Microestrutura da 2ª interface.

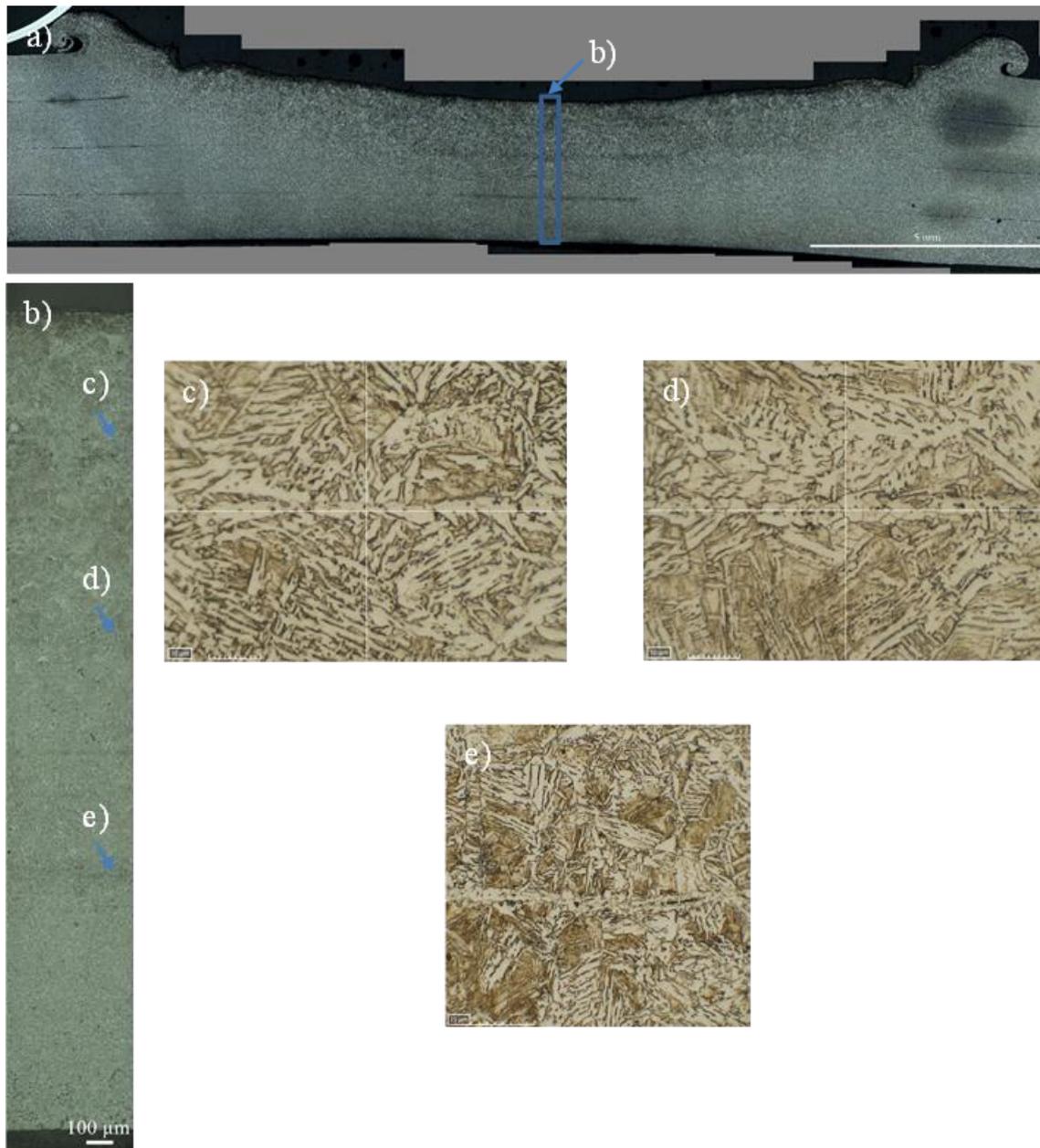


Figura B.6: a) Macrografia da soldadura S_{4_15} . b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1ª interface. d) Microestrutura da 2ª interface. e) Microestrutura da 3ª interface.

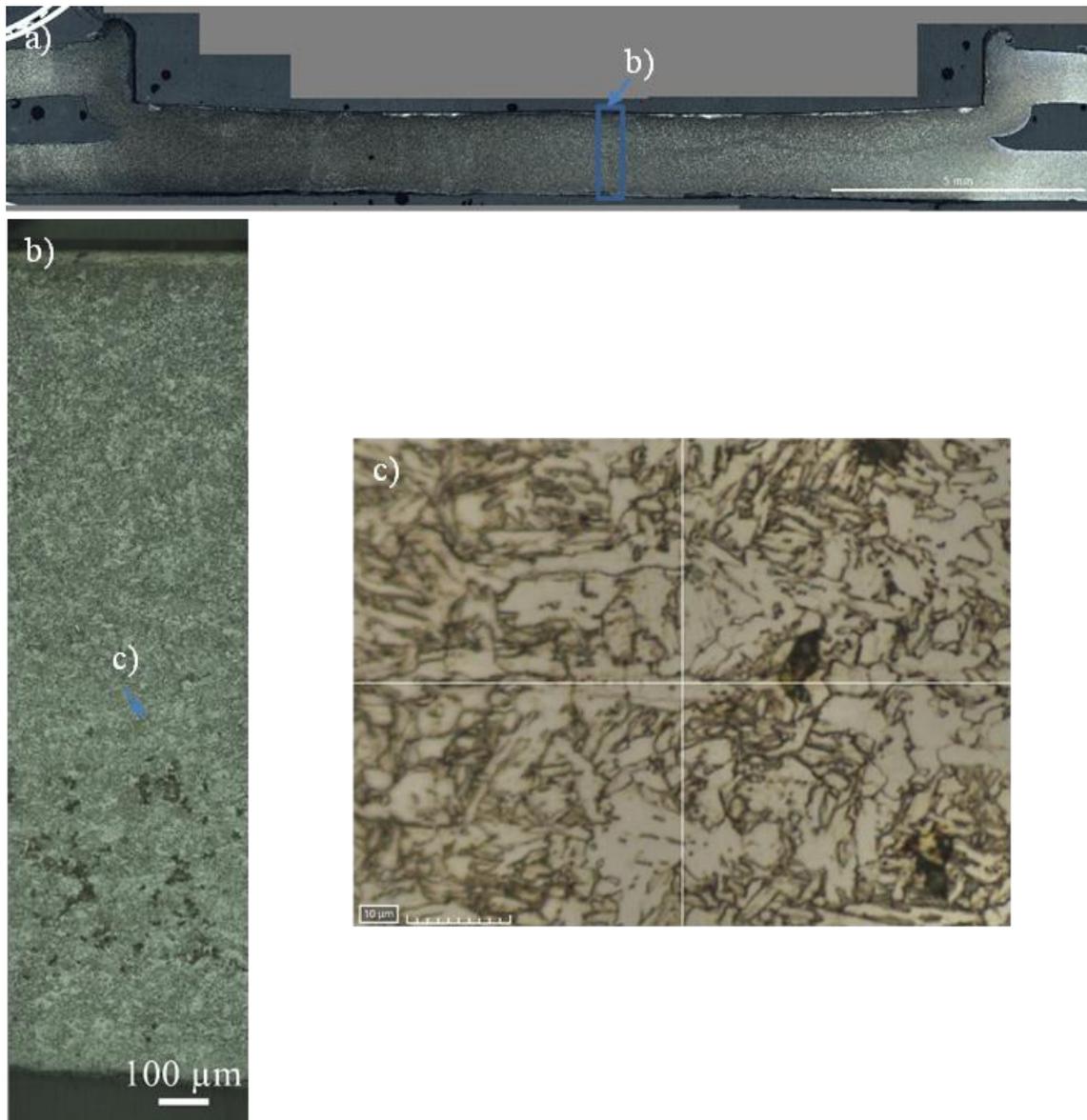


Figura B.7: a) Macrografia da soldadura $S_{2.5}$. b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1ª interface.



Figura B.8: a) Macrografia da soldadura S_{3_5} b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1ª interface. d) Microestrutura da 2ª interface.

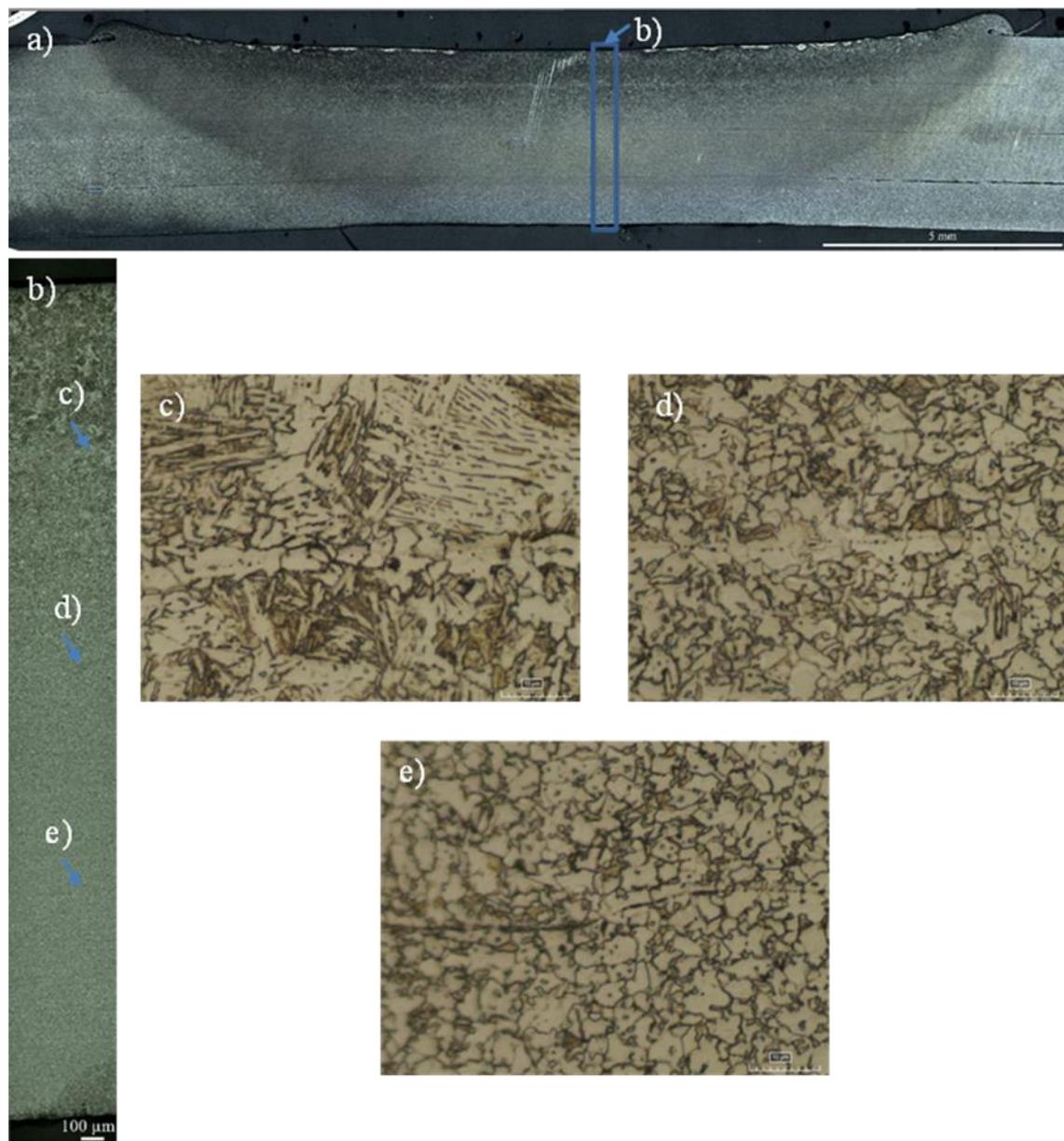


Figura B.9: a) Macrografia da soldadura $S_{4.5}$ b) Secção vertical para microdureza. c) Microestrutura da 1ª interface. d) Microestrutura da 2ª interface. e) Microestrutura da 3ª interface

APÊNDICE C

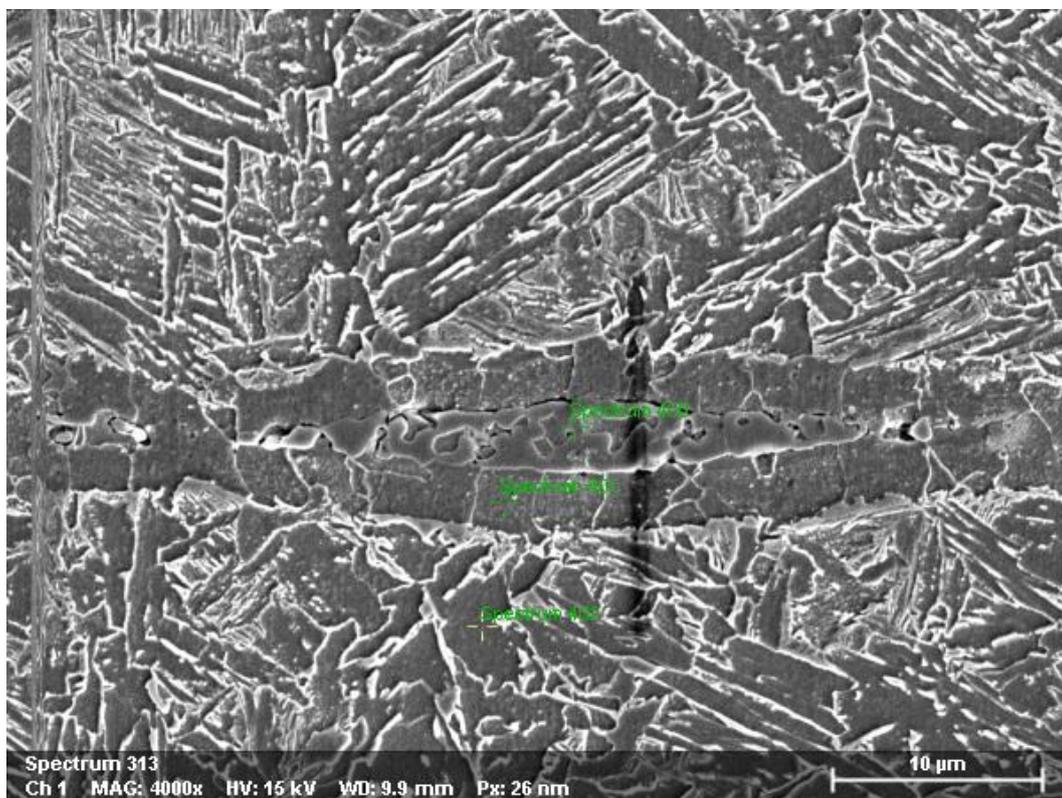


Figura C.1: Secção avaliada em SEM.

Tabela C.1: Resultados da composição de nióbio e ferrite nos pontos avaliados.

Spectrum 400

Element	At. No.	Netto	Mass [%]	Mass Norm. [%]	Atom [%]	abs. error [%] (1 sigma)	rel. error [%] (1 sigma)
Fe	26	42054	72.55	84.43	90.02	2.18	3.01
Nb	41	18129	13.38	15.57	9.98	0.52	3.91
		Sum	85.93	100.00	100.00		

Spectrum 401

Element	At. No.	Netto	Mass [%]	Mass Norm. [%]	Atom [%]	abs. error [%] (1 sigma)	rel. error [%] (1 sigma)
Fe	26	42146	70.93	83.98	89.71	2.13	3.01
Nb	41	19155	13.53	16.02	10.29	0.53	3.91
		Sum	84.46	100.00	100.00		

Spectrum 402

Element	At. No.	Netto	Mass [%]	Mass Norm. [%]	Atom [%]	abs. error [%] (1 sigma)	rel. error [%] (1 sigma)
Fe	26	44920	71.66	83.85	89.63	2.15	3.01
Nb	41	18509	13.80	16.15	10.37	0.54	3.91
		Sum	85.46	100.00	100.00		

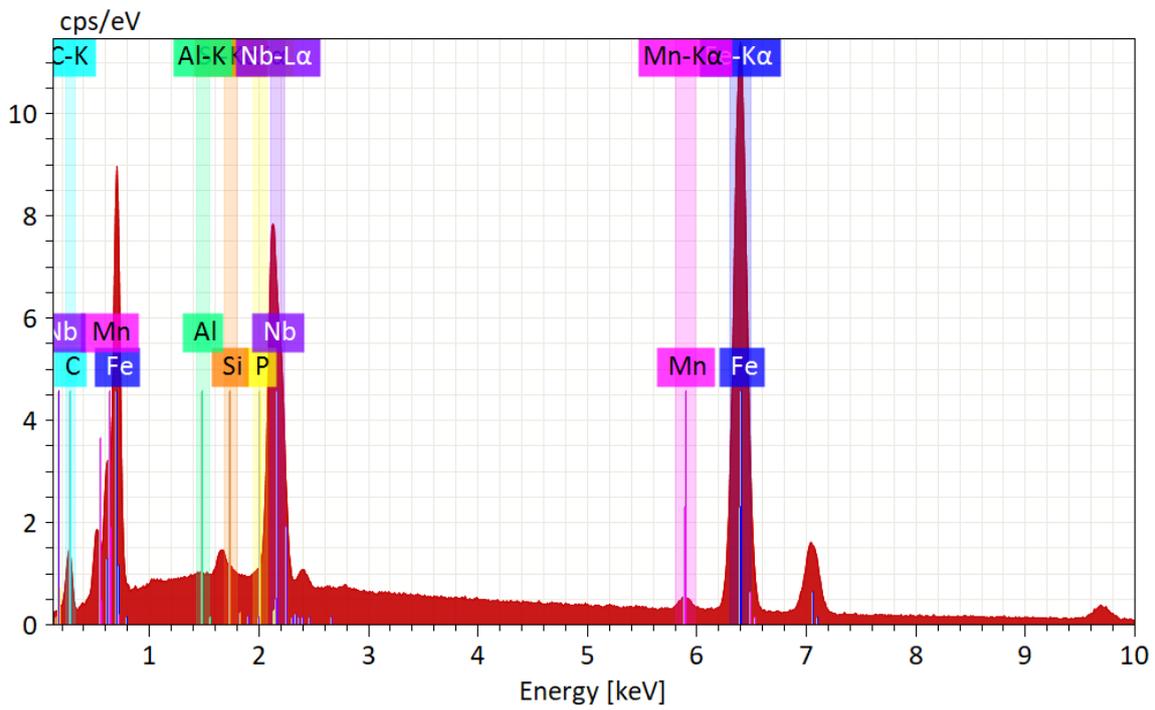
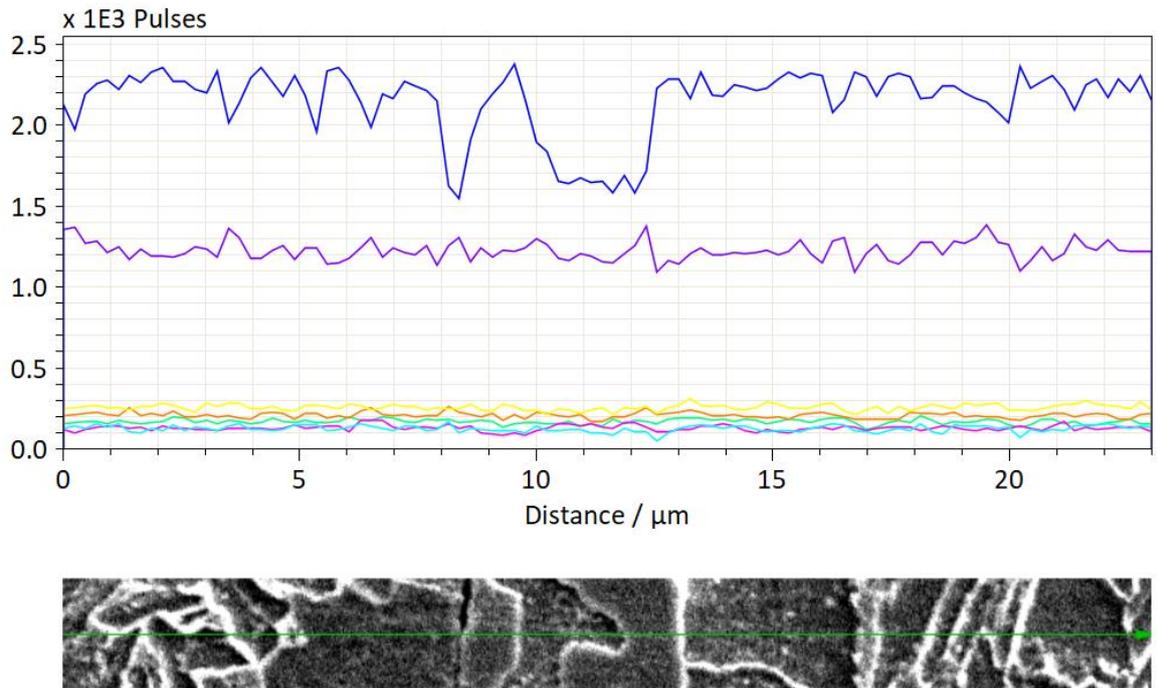


Figura C.2: Resultados da composição química da secção vertical avaliada.