



UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Leandro Filipe de Jesus Nogueira

**ROTURA DIFERIDA EM SOLDADURA LASER DE
MATERIAIS DISSIMILARES**

**Dissertação no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica, ramo de
Produção e Projeto, orientada pela Professora Doutora Dulce Maria Esteves
Rodrigues e pelo Professor Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão e
apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Ciências
e Tecnologias da Universidade de Coimbra**

Dezembro de 2021

1 2



9 0

FACULDADE DE
CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE
COIMBRA

Rotura diferida em soldadura laser de materiais dissimilares

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

Delayed cracking in laser welding of dissimilar metals

Autor

Leandro Filipe de Jesus Nogueira

Orientadores

Prof.^a Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues

Prof.^o Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão

Júri

Presidente	Professora Doutora Cristina Maria Gonçalves dos Santos Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra
Orientador	Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues Professora Associada com Agregação da Universidade de Coimbra
Vogais	Professor Doutor Carlos Miguel Almeida Leitão Professor Adjunto do Instituto Superior de Engenharia de Lisboa
	Engenheiro Álvaro Filipe Marques Ferreira Proença Pires Engenheiro da Renault Cacia, S.A

Colaboração Institucional



Renault Cacia, S.A

Coimbra, dezembro, 2021

Aos meus pais e à minha irmã.

Agradecimentos

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

À Professora Doutora Dulce Maria Esteves Rodrigues e ao Professor Doutor Ivan Rodolfo Pereira Garcia de Galvão, meus orientadores, agradeço todo o apoio e orientação que me deram ao longo destes meses de redação da dissertação.

Ao Engenheiro Álvaro Pires, meu orientador, por todo o conhecimento técnico que me passou durante a realização do estágio, nomeadamente na área da soldadura laser de materiais dissimilares.

Ao Engenheiro Luís Magalhães, meu coorientador, pelo incansável apoio na preparação e realização do plano experimental, pela orientação e disponibilidade que sempre demonstrou.

Aos Engenheiros Tiago Castelão e Joana Marques por toda a ajuda prestada ao longo deste trabalho, mais precisamente na componente laboratorial.

Agradeço à Renault Cacia, S.A pela oportunidade que me deram de realizar a dissertação em ambiente industrial e de poder utilizar as suas instalações para realizar toda a investigação e a parte experimental deste trabalho. Tudo isto não teria sido possível sem a ajuda do Engenheiro Manuel Brandão, a quem também não poderia deixar um sincero agradecimento.

Por fim, e não menos importante, gostaria de agradecer aos meus pais, à minha irmã, a toda a minha família e amigos pelo apoio que me deram nestes cinco anos do curso. Todas as condições que me proporcionaram refletem-se, não só na escrita desta dissertação, mas também em todo o meu percurso académico.

Resumo

O interesse pela soldadura laser de metais dissimilares, para a produção de componentes de transmissão, tem vindo a aumentar no seio da indústria automóvel, uma vez que permite aliar excelentes propriedades e requisitos de projeto a custos reduzidos. As juntas dissimilares, apesar de atenderem a requisitos de projeto complexos, apresentam problemas de soldabilidade, relacionados com as diferenças nas propriedades físicas, químicas e mecânicas dos metais envolvidos na ligação.

No fabrico das caixas de velocidades, é utilizada a ligação por soldadura para acoplar a coroa à caixa diferencial. A coroa é fabricada em aço EN 10084 27MnCr5 sujeito a um tratamento térmico super profundo de carbonitruração. A caixa diferencial é maquinada em ferro fundido dúctil, EN-GJS-600-10. O material de adição utilizado é uma liga de níquel-crómio, EN ISO 18274: S Ni 6082 (NiCr20Mn3Nb).

Este estudo tem como objetivo otimizar o processo de soldadura laser das caixas diferenciais, bem como avaliar o fluxo de hidrogénio difusível no aço, antes de este ser soldado. O cordão de soldadura estudado apresenta uma geometria circular, havendo uma zona de sobreposição, designada por zona do recobrimento. Esta zona foi identificada como crítica e de elevada contribuição para o fenómeno da fissuração a frio, pelo que foi realizado um plano de ensaios recorrendo à soldadura de várias amostras e testando diferentes conjuntos de parâmetros do sistema de alimentação do material de adição. As amostras foram inspecionadas através de ultrassons e, posteriormente, recorrendo à análise destrutiva.

Relativamente ao fluxo de hidrogénio difusível no aço, este foi medido durante o tratamento térmico de revenido, com a finalidade de avaliar se o hidrogénio se difunde para o exterior do material durante o revenido, como é que essa difusão reage ao aumento da temperatura e se a duração de 3h de revenido é suficiente para reduzir o nível de hidrogénio difusível para um nível abaixo do considerado crítico, por forma a evitar a fissuração a frio.

Com a realização desta investigação, que envolveu a análise de cerca de 200 amostras, foi possível concluir que a zona do recobrimento é propícia ao surgimento de defeitos de soldadura, nomeadamente fissuras. Conclui-se ainda que grandes quantidades de

hidrogénio são absorvidas pelo aço durante o tratamento térmico de carbonitruração, que depois é libertado durante o revenido. Contudo, ao fim de 3h de revenido o fluxo de hidrogénio é superior a 1000pL/s, que é prejudicial e favorece a fissuração a frio.

Palavras-chave: Soldadura dissimilar, Fissuração a frio, Recobrimento, Zona termicamente afetada, Hidrogénio difusível.

Abstract

The interest in laser welding of dissimilar metals to produce transmission components has been increasing within the automotive industry, since it allows to combine excellent properties and design requirements at reduced costs. Dissimilar joints, despite meeting complex design requirements, present weldability problems related to differences between physical, chemical and mechanical properties of the metals involved in the welded joint.

In the manufacture of gearboxes, welding is used to attach the crown to the differential housing. The crown is made of EN 10084 27MnCr5 steel subjected to a carbonitriding heat treatment. The differential case is machined in cast iron, EN-GJS-600-10. The filler material used is a nickel-chromium alloy, EN ISO 18274: S Ni 6082 (NiCr20Mn3Nb).

This study aims to optimize the laser welding process of the differential cases, as well as to evaluate the flux of diffusible hydrogen in steel before welding. The studied welding bead presents a circular geometry with an overlap zone. This area was identified as critical with a high contribution to the phenomenon of cold cracking, so a test plan was carried out using the welding of several samples and testing different parameterizations of the feeding system of the filler material. The samples were inspected by ultrasonic control and subsequently using destructive analysis.

The diffusible hydrogen flux in steel was measured during tempering for the purpose of assessing whether hydrogen diffuses to the outside of the material during heat treatment, how this diffusion reacts to the temperature increase and whether the duration of 3h of tempering is sufficient to reduce the level of hydrogen below the level considered critical to avoid cold cracking.

With this investigation, which involved the analysis of about 200 samples, it was possible to conclude that the overlap zone is prone to the appearance of welding defects, more precisely, cold cracks. It is also concluded that large amounts of hydrogen are absorbed by steel during the heat treatment of carbonitriding and that it is then released during

tempering. However, after 3 hours of tempering the hydrogen flux is greater than 1000pL/s, which is prone to cold cracking.

Keywords Dissimilar weld, Cold cracking, Overlap zone, Heat Affected Zone, Diffusible hydrogen.

Índice

Índice de Figuras	ix
Índice de Tabelas	xi
Simbologia e Siglas	xiii
1. INTRODUÇÃO	1
1.1. Motivação e enquadramento	1
1.2. Objetivos do trabalho	2
1.3. Estrutura da dissertação	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1. Tecnologia de soldadura laser	5
2.1.1. Gás de proteção	6
2.1.2. Vantagens e limitações do processo	7
2.1.3. Soldadura híbrida	8
2.2. Alterações metalúrgicas provocadas pela soldadura	9
2.3. Soldadura de materiais dissimilares	11
2.3.1. Soldabilidade de ferros fundidos	12
2.3.2. Soldabilidade de aços tratados	13
2.4. Soldabilidade e formação de fissuras	15
2.4.1. Condições necessárias à fissuração a frio	16
2.4.2. Carbono equivalente	18
2.4.3. Absorção de hidrogénio	20
3. MATERIAIS UTILIZADOS NO ESTUDO	23
3.1. Material da coroa	23
3.2. Material da caixa diferencial	24
3.3. Metal de adição	25
4. PROCESSO PRODUTIVO	27
4.1. Caixas diferenciais soldadas	27
4.1.1. Processo de fabrico das coroas	28
5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	31
5.1. Otimização do recobrimento	31
5.1.1. Ciclo de soldadura e parâmetros do processo	31
5.1.2. Preparação das amostras	36
5.1.3. Plano de ensaios	37
5.1.4. Análise não destrutiva	38
5.1.5. Análise destrutiva	39
5.2. Fluxo de hidrogénio do aço pré-soldadura	40
5.2.1. Introdução	40
5.2.2. Preparação de provetes	41
5.2.3. Medição do fluxo de hidrogénio	42

6.	APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS	45
6.1.	Otimização do recobrimento	45
6.1.1.	Análise visual	45
6.1.2.	Controlo ultrassons.....	50
6.1.3.	Macrografias.....	53
6.2.	Fluxo de hidrogénio.....	56
7.	CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS	59
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	61
	APÊNDICE A – Controlo Ultrassons	63

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Esquema do processo de soldadura laser por furo controlado: a) Representação esquemática da superfície de uma junta topo a topo (Adaptado de [5]); b) Representação esquemática da secção longitudinal (Adaptado de [4]).	6
Figura 2.2. Esquema do processo de soldadura híbrida com material de adição e gás de proteção. (Adaptado de [9]).	9
Figura 2.3. Zonas características de um cordão de soldadura de um ferro fundido acopladas aos domínios de fases do sistema Fe-C. (Adaptado de [11])	10
Figura 2.4. Regiões da ZTA da soldadura laser de um aço ao carbono (0,35%C) acoplado aos domínios de fases do sistema Fe-C. (Adaptado de [13])	11
Figura 2.5. Suscetibilidade à fissuração a frio dos aços em função do seu teor de carbono e do CE. [11]	14
Figura 2.6. Tipologia e localização das fissuras a frio. [11]	15
Figura 2.7. Solubilidade do hidrogénio no ferro. [11]	17
Figura 2.8. Temperatura de pré-aquecimento em função do CE e do tipo de ferro fundido. [11]	20
Figura 3.1. Microestrutura, por microscopia ótica, da zona do MB do aço EN 10084 27MnCr5.	24
Figura 3.2. Microestrutura, por microscopia ótica, da zona do MB do ferro fundido, EN-GJS-600-10.	25
Figura 4.1. Caixa de velocidades e respetivo diferencial.	27
Figura 4.2. Protótipos de caixas diferenciais ligadas por aperto, parafusos e conseqüente evolução para ligação soldada.	28
Figura 4.3. Ciclo de tratamento térmico aplicado às coroas pré-soldadura.	29
Figura 4.4. Perfil de dureza obtido durante um processo de endurecimento. (Adaptado de [20]).	30
Figura 5.1. Caixa diferencial colocada em posição de soldadura.	32
Figura 5.2. Parametrização da curva de potência do laser do ciclo de soldadura.	33
Figura 5.3. Janela de parametrização do sistema Abicor Binzel: (a) Parâmetros de retração do fio; (b) Parâmetros de avanço do fio; (c) <i>Delay</i> entre avanço e recuo.	34
Figura 5.4. Ciclo de soldadura da evolução da velocidade de rotação, de alimentação do fio e potência do laser aplicado em condições série às caixas diferenciais.	36
Figura 5.5. a) Conjunto prensado pré-soldadura; b) Configuração da junta.	37
Figura 5.6. Equipamento utilizado para efetuar o controlo US.	39

Figura 5.7. Coroa utilizada para maquinação dos provetes: A) Zona de soldadura, B) Área de maior massa da coroa, C) Secção preparada para a medição do fluxo de hidrogénio.	41
Figura 5.8. Tipologia de provete utilizado na medição do fluxo de hidrogénio.	42
Figura 5.9. a) Vista inferior da sonda de captação de hidrogénio difusível, b) Sonda acoplada à coroa modificada.	43
Figura 6.1. Amostra do ensaio 0: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.	45
Figura 6.2. Amostra do ensaio 1: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.	46
Figura 6.3. Amostra do ensaio 2: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.	47
Figura 6.4. Amostra do ensaio 3: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.	47
Figura 6.5. Amostra do ensaio 4: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.	48
Figura 6.6. Amostra do ensaio 5: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.	48
Figura 6.7. Amostra do ensaio 1 soldada a 360°: (a) Cordão de soldadura; (b) Zona do recobrimento.	49
Figura 6.8. Amostra do ensaio 3 soldada a 360°: (a) Cordão de soldadura; (b) Zona do recobrimento.	49
Figura 6.9. Amostra do ensaio 5 soldada a 360°: (a) Cordão de soldadura; (b) Zona do recobrimento.	50
Figura 6.10. Evolução da percentagem de soldadura do lote de 120 peças controladas a T0, T2 e T5.	51
Figura 6.11. Macrografias da amostra do ensaio 1: a 0°, zona do recobrimento (a), e a 180°, zona oposta ao recobrimento (b).	54
Figura 6.12. Macrografias da amostra do ensaio 3: a 0°, zona do recobrimento (a), e a 180°, zona oposta ao recobrimento (b).	54
Figura 6.13. Macrografias da amostra do ensaio 5: a 0°, zona do recobrimento (a), e a 180°, zona oposta ao recobrimento (b).	55
Figura 6.14. Macrografias da amostra 94 selecionada com fissura em diferido: (a) Fissura visível na zona do recobrimento; (b) Detalhe da zona de iniciação da fissura em diferido.	56
Figura 6.15. Variação do fluxo de hidrogénio ao longo do tempo com a evolução da temperatura no interior do forno durante o revenido.	56
Figura 6.16. Variação do fluxo de hidrogénio ao longo do tempo no interior do forno durante o revenido.	57

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1. Taxas de difusão do carbono e hidrogénio em diferentes matrizes.(Adaptado de [21]).....	22
Tabela 3.1. Composição química nominal do aço EN 10084 27MnCr5 (%pd.).....	24
Tabela 3.2. Propriedades mecânicas do aço EN 10084 27MnCr5.	24
Tabela 3.3. Composição química nominal do EN-GJS-600-10 (%pd.).	25
Tabela 3.4. Propriedades mecânicas do EN-GJS-600-10.....	25
Tabela 3.5. Composição química nominal da liga EN ISO 18274: S Ni 6082 (NiCr20Mn3Nb) (%pd.).....	26
Tabela 3.6. Propriedades mecânicas da liga EN ISO 18274: S Ni 6082 (NiCr20Mn3Nb).	26
Tabela 5.1. Parâmetros de soldadura utilizados no estudo.	32
Tabela 5.2. Parâmetros do sistema de alimentação do fio utilizados nos ensaios de otimização do recobrimento.	35
Tabela 6.1. Cartografias do controlo US a T0, T2 e T5 das amostras com fissuras em diferido.	52

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

α – Ferrite alfa

δ – Ferrite delta

γ – Austenite

σ_c – Tensão de cedência

σ_r – Tensão de rotura

E – Módulo de Elasticidade

EL – Alongamento à rotura

T0 – Controlo no dia da soldadura

T2 – Controlo 2 dias após soldadura

T5 – Controlo 5 dias após soldadura

Siglas

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

AWS – *American Welding Society*

CE – Carbono Equivalente

CFC – Cúbica faces centradas

HIC – *Hydrogen Induced Cracking*

IIW – *International Institute of Welding*

MB – Metal Base

US – Ultrassons

ZPF – Zona Parcialmente Fundida

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZF – Zona Fundida

1. INTRODUÇÃO

Este capítulo destina-se a contextualizar o tema abordado e a referir a motivação do trabalho desenvolvido, os seus objetivos e a forma como se encontra estruturado.

1.1. Motivação e enquadramento

A motivação deste tema está associada à competitividade do mercado automóvel, em particular, no fabrico de caixas de velocidades. A caixa de velocidades é um componente do automóvel, em que cerca de 15 a 20% da sua massa é devida ao diferencial. O diferencial, por sua vez, é composto por vários subcomponentes, entre eles a caixa diferencial, que será o elemento em estudo.

O método de ligação entre a coroa e a caixa diferencial tem evoluído bastante e o que inicialmente se produzia por aperto ou aparafusamento é, agora, obtido por tecnologias de ligação. De entre estas, surge a soldadura laser, que apresenta vantagens associadas ao custo de fabrico dos componentes e à diminuição da massa da caixa diferencial em cerca de 1 kg. Esta redução de massa tem impacto direto no consumo de combustível e na emissão de CO₂.

Apesar de a soldadura dissimilar entre uma coroa fabricada em aço tratado super profundo e uma caixa diferencial em ferro fundido, utilizando como metal de adição uma liga níquel-crómio, começar a ganhar relevo na indústria automóvel, existem ainda problemas relevantes relacionados com a fissuração a frio. A fissuração a frio é um dos principais problemas que surgem na soldadura de materiais de elevada resistência. Deste modo, os principais fatores que contribuem para este tipo de fissuração são a presença de hidrogénio, a fragilidade inerente do material e a existência de um campo de tensões na zona de soldadura.

A identificação do problema surge na sequência da inspeção das juntas dissimilares, que permitiu observar a existência de fissuras na zona termicamente afetada (ZTA), do lado do aço. Todas as fissuras identificadas eram internas, ou seja, não atingiam a superfície da peça. O cordão de soldadura estudado apresenta uma geometria circular, havendo uma zona de sobreposição, designada por zona do recobrimento. Essa zona é

caracterizada pelo início do cordão e final do mesmo. A análise não destrutiva, controlo por ultrassons (controlo US), mostrou que as fissuras aparecem, geralmente, na zona do recobrimento e podem surgir até 72 horas após a soldadura. O carácter diferido deste tipo de fissuras implica que seja realizado um controlo em diferido que, do ponto de vista industrial, representa custos elevados.

1.2. Objetivos do trabalho

O objetivo desta dissertação consistiu em analisar o fenómeno de fissuração a frio, também conhecido como fissuração induzida por hidrogénio ou fissuração em diferido, em soldaduras dissimilares produzidas por laser. O trabalho incidiu na soldadura da caixa diferencial, fabricada em ferro fundido, à coroa, fabricada em aço tratado por carbonitruração. Foi ainda utilizada uma liga níquel-crómio como material de adição. O estudo permitiu ainda aprofundar conhecimentos técnicos ao nível de todo o processo de fabrico das caixas diferenciais, desde a peça branca ao produto final.

Os objetivos específicos do trabalho consistiram nos seguintes pontos:

- Otimizar a zona do recobrimento, identificada como crítica, recorrendo ao estudo dos parâmetros de alimentação do metal de adição, nomeadamente no instante de início e de término da alimentação;
- Estudar o fluxo de hidrogénio difusível no aço pré soldadura, durante o processo de revenido;
- Avaliar o efeito das condições de soldadura no fenómeno da fissuração a frio.

1.3. Estrutura da dissertação

O presente trabalho encontra-se organizado em 7 capítulos que visam a sua estruturação e facilidade de compreensão. No Capítulo 1, introdução, apresenta-se uma breve contextualização, a motivação da realização deste trabalho, bem como os objetivos pretendidos e a estrutura do documento.

No Capítulo 2, revisão bibliográfica, procurou-se elaborar um estado da arte sobre os princípios associados à soldadura de materiais dissimilares, dando especial ênfase

à soldabilidade dos materiais envolvidos no estudo, à tecnologia de soldadura laser, bem como à identificação e descrição dos parâmetros influentes no processo.

No Capítulo 3, são descritos os materiais utilizados neste estudo, bem como a sua composição química, propriedades mecânicas e características relevantes para o desenvolvimento do trabalho. Apresentados os materiais do estudo, procedeu-se à descrição do processo produtivo (Capítulo 4), onde foi feita uma contextualização dos componentes a soldar e os seus processos de fabrico.

No Capítulo 5, encontra-se descrito todo o procedimento experimental e metodologias adotadas no decorrer do estudo realizado. Posteriormente, o capítulo seguinte (Capítulo 6) foi utilizado para expor e analisar os resultados obtidos com os ensaios efetuados. O sétimo, e último capítulo, está reservado para as conclusões finais do estudo, bem como para sugestões de possíveis melhorias e otimizações.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo fez-se uma revisão do estado da arte, abordando e aprofundando as temáticas relacionadas com o problema em estudo. Desde o processo de soldadura laser, ao fenómeno da fissuração a frio, fez-se referência a todos os aspetos que se considera terem impacto neste fenómeno.

2.1. Tecnologia de soldadura laser

A soldadura a laser é uma tecnologia de soldadura de elevada densidade de potência que é, cada vez mais, utilizada em diversas indústrias, nomeadamente, na indústria aeronáutica e automóvel. Tal como o nome indica, é um processo em que a energia necessária para fundir os materiais é fornecida por uma fonte laser. Quando o laser incide na superfície dos materiais a soldar, este pode ter vários comportamentos: refletido, transmitido ou absorvido. Para o processo de soldadura, o fenómeno desejado é a absorção, que resulta no aquecimento da peça a temperaturas tão elevadas que permitam a fusão do material.[1][2]

Existem dois principais modos de soldadura laser: a soldadura por condução de calor e a soldadura por furo controlado (*Keyhole*). O método de soldadura por condução é mais utilizado para soldar peças de espessuras reduzidas, uma vez que a penetração atingida é relativamente baixa comparada com o modo de soldadura por furo controlado. Esta característica é explicada pelo facto de ser atingida uma densidade de potência baixa. Na soldadura por *Keyhole*, o feixe laser não só funde os materiais, como também os vaporiza. Além disso, este modo de soldadura exige densidades de potência superiores a 1 MW/cm². [3][4]

Na Figura 2.1 encontra-se esquematizado o processo de soldadura por *Keyhole*. O metal vaporizado no *Keyhole* origina a formação de um plasma que, se por um lado deve ser eliminado porque absorve a energia emitida pelo feixe laser, por outro, melhora a absorção de energia e, assim, a eficiência do processo, permitindo soldar espessuras até 25mm.

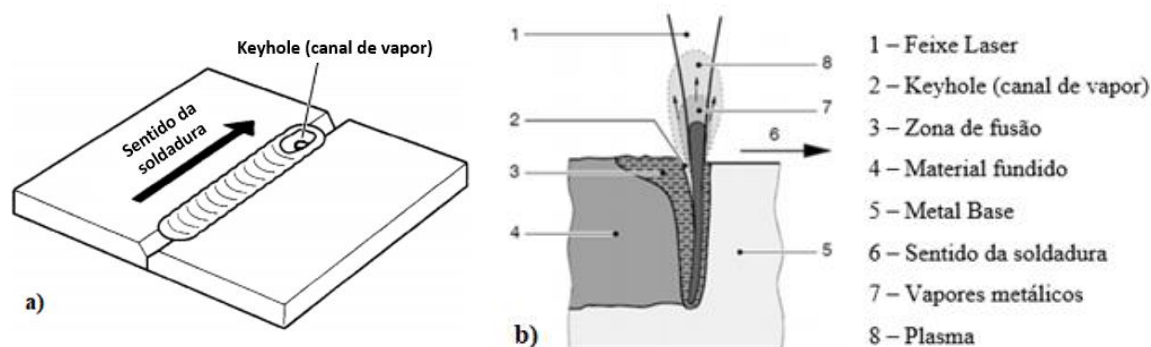


Figura 2.1. Esquema do processo de soldadura laser por furo controlado: a) Representação esquemática da superfície de uma junta topo a topo (Adaptado de [5]); b) Representação esquemática da secção longitudinal (Adaptado de [4]).

Em soldadura laser pode ser utilizado um gás de proteção, o qual tem como função criar uma atmosfera protetora que evita a entrada de ar ambiente no banho de fusão, e, deste modo, a oxidação do mesmo até que atinja a temperatura ambiente. O ar ambiente é a principal fonte de hidrogénio no banho de fusão, gás este que é altamente prejudicial à soldadura, pois está na origem do fenómeno de fissuração a frio. No entanto, o gás de proteção tem também a função de criar uma barreira de proteção à lente focal, evitando que esta seja atingida por projeções e pelos vapores intermetálicos resultantes do *Keyhole*. Normalmente, não é comum o uso de material de adição no processo de soldadura laser, exceto em soldadura híbrida, que será abordada com mais detalhe na secção 2.1.3.[5]

2.1.1. Gás de proteção

Como referido anteriormente, a principal função do gás de proteção é evitar o contacto do banho de fusão com a atmosfera. Tipicamente, os gases de proteção mais utilizados são o Árgon (Ar), o Hélio (He), o Azoto (N₂) e o Dióxido de carbono (CO₂). A utilização destes gases no estado puro, apesar de ocorrer, é pouco comum, pelo que normalmente são utilizadas misturas.

2.1.1.1. Árgon (Ar)

O árgon é o gás, dos que foram referidos, que apresenta maior densidade ($\rho_{Ar}=1,7841\text{kg/m}^3$ a 0°C e 101,325kPa). Assim, é também o que fornece uma maior atmosfera protetora, no entanto, a sua introdução no banho de fusão pode provocar defeitos de soldadura, como formação de poros.

2.1.1.2. Hélio (He)

O hélio apresenta baixa densidade ($\rho_{\text{He}}=0,1785\text{kg/m}^3$ a 0°C e $101,325\text{kPa}$) e é mais leve do que o ar ambiente. Tal como o argón, é quimicamente inerte, ou seja, não reage com qualquer elemento presente no banho de fusão. Este tipo de gás é bastante usado quando se pretende soldar componentes de grande espessura, devido à sua elevada condutividade térmica, que faz com que seja conduzida mais energia às peças de trabalho, permitindo, assim, atingir profundidades de soldadura elevadas.

2.1.1.1. Azoto (N₂)

O azoto é um gás considerado inerte, no entanto, a elevadas temperaturas, pode reagir com algumas ligas metálicas (ferrosas e não-ferrosas), pelo que, em processos de soldadura, não é aconselhado o seu uso no estado puro. Este gás é o que apresenta o menor custo, resultando numa elevada aplicabilidade na indústria.

2.1.1.2. Dióxido de carbono (CO₂)

A utilização do dióxido de carbono como gás de proteção não é aconselhada na soldadura laser em modo contínuo. É um gás não inerte e, por isso, reage com o banho de fusão, provocando oxidação tanto no metal de base como no metal de adição.

2.1.2. Vantagens e limitações do processo

As principais vantagens da soldadura a laser são a elevada precisão, aliada a outras características, tais como a capacidade de soldar componentes de dimensões reduzidas e efetuá-lo em atmosferas controladas, que fazem deste processo um dos mais utilizados na ligação de materiais de soldabilidade reduzida.[6]

Vantagens

- Processo caracterizado pela baixa entrega térmica e elevada densidade de potência;
- A energia fornecida às peças é a energia mínima necessária para a fusão localizada dos materiais na zona de ligação, reduzindo consideravelmente a ZTA e a distorção dos componentes soldados, comparativamente a soldaduras produzidas por outros processos de soldadura por fusão, nomeadamente o MIG;

- Permite soldar materiais com diferentes propriedades químicas, físicas e mecânicas.

Desvantagens

- A elevada taxa de arrefecimento e solidificação pode provocar porosidades e aumentar a dureza do cordão e suscetibilidade de formação de fases frágeis. Este fenómeno pode ser minimizado com recurso a metal de adição;[7]
- O diâmetro reduzido da posição focal exige elevada precisão de montagem e tolerâncias muito apertadas da junta a soldar. Posto isto, a junta (*gap*) deve ser reduzida ao máximo, ou mesmo nula, a fim de garantir uma maior estabilidade do processo;[8]
- Dependendo do tipo de laser utilizado, a eficiência energética pode variar entre 1 – 3% para os lasers Nd:YAG e 30 – 40% para os lasers de fibra.

2.1.3. Soldadura híbrida

Soldadura híbrida refere-se à combinação de dois processos de soldadura, aliando geralmente a soldadura laser e a soldadura por arco, normalmente MIG.

A soldadura laser com metal de adição apresenta vantagens relativamente à soldadura laser tradicional, tais como a capacidade que o metal de adição tem de absorver defeitos geométricos da junta, aumentando assim as tolerâncias da mesma. Além disso, o metal de adição reduz consideravelmente os problemas relacionados com a fissuração a quente, devido ao baixo coeficiente de dilatação térmica que este possui. A redução do risco de aparecimento do defeito de mordedura no cordão, também denominado por *undercutting*, que afeta negativamente a resistência à fadiga da junta, também é preponderante na seleção do processo de soldadura laser híbrido em detrimento do processo convencional. A utilização da fonte laser, combinada com a utilidade que um material de adição pode ter, faz do processo de soldadura laser híbrido um dos principais processos na ligação de materiais dissimilares.[6][9][10]

Para o processo de soldadura híbrida de laser com metal de adição e gás de proteção, existem inúmeros parâmetros a considerar, relacionados com a posição do fio

relativamente ao feixe laser e às peças a soldar, tornando-se difícil garantir a estabilidade do processo.

Na Figura 2.2 encontra-se apresentado um esquema do processo de soldadura laser híbrida com metal de adição e gás de proteção. O material de adição é adicionado independente do gás de proteção, isto é, existe um bocal para o gás de proteção e um bocal de guiamento do fio.

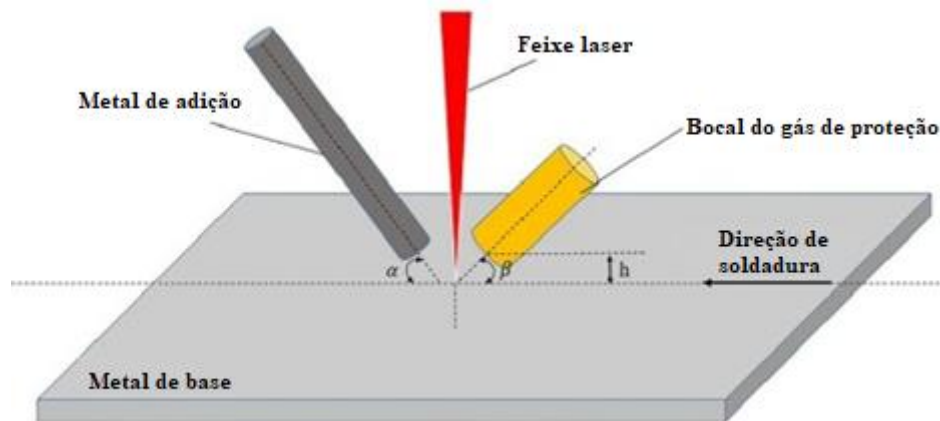


Figura 2.2. Esquema do processo de soldadura híbrida com material de adição e gás de proteção. (Adaptado de [9])

2.2. Alterações metalúrgicas provocadas pela soldadura

Durante o processo de soldadura, desenvolve-se um gradiente de temperatura desde o metal base até à zona fundida, resultando em alterações metalúrgicas e diferentes propriedades mecânicas. A soldadura é constituída por uma zona fundida (ZF) e por uma zona onde o calor resultante do ciclo térmico a que o material esteve sujeito não foi suficiente para fundir os materiais, apenas para alterar a sua microestrutura, designada por zona termicamente afetada (ZTA). [7]

Normalmente, como se observa na Figura 2.3 para o sistema Fe-C, distinguem-se quatro regiões que se formam quando um material é soldado, sendo elas:

1. **Zona fundida (ZF):** é fundida durante o processo de soldadura e é solidificada após o arrefecimento.
2. **Zona parcialmente fundida (ZPF):** área imediatamente fora da ZF. É uma zona de transição entre a ZF e a ZTA.

3. **Zona termicamente afetada (ZTA):** Zona que não é fundida, mas que sofre alterações microestruturais devido ao calor gerado durante o processo de soldadura.
4. **Metal base (MB):** Zona cuja microestrutura permanece inalterada durante o ciclo térmico de soldadura.

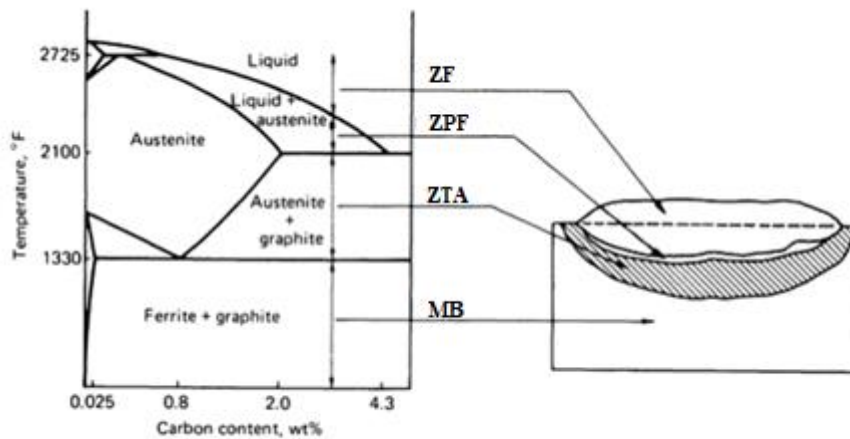


Figura 2.3. Zonas características de um cordão de soldadura de um ferro fundido acopladas aos domínios de fases do sistema Fe-C.(Adaptado de [11])

A natureza e o tamanho relativo dessas zonas é determinado pelo calor gerado durante a soldadura e pela composição química dos metais de base.[7][12]

As várias microestruturas formadas na ZTA podem ser classificadas em diferentes regiões e sub-regiões, conforme ilustrado na Figura 2.4 para o sistema Fe-Fe₃C.[7]

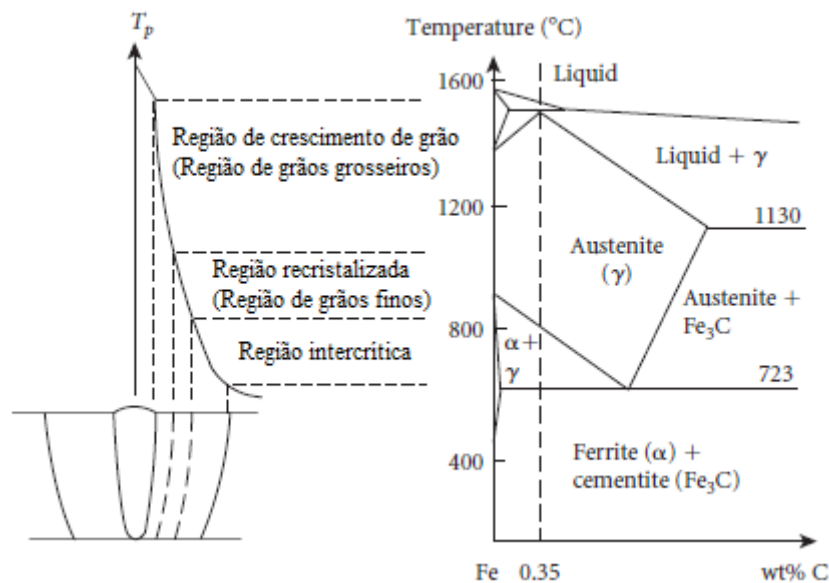


Figura 2.4. Regiões da ZTA da soldadura laser de um aço ao carbono(0,35%C) acoplado aos domínios de fases do sistema Fe-C.(Adaptado de [13])

Na zona adjacente ao metal solidificado, observa-se uma zona de transição, referida anteriormente como zona parcialmente fundida. Isto deve-se ao facto de, por norma, em algumas ligas não ser possível fazer uma transformação de fase com fusão total, por isso, existe uma temperatura para o qual estão presentes duas fases: sólida e líquida.

Na Figura 2.4 observa-se ainda que imediatamente abaixo da linha *liquidus*, surge a região de grão grosseiro, que também é uma zona recristalizada, na qual os grãos apresentam dimensões superiores aos do MB, uma vez que lhe é dada temperatura suficiente para que este atinja essas dimensões, normalmente entre 1150°C e 1450°C.

A região de recristalização, ou de grão fino, apresenta uma redução no tamanho dos grãos, que se vai acentuando à medida que a distância à ZF vai aumentando, o que resulta numa aproximação das propriedades mecânicas dessa zona às existentes no MB.

A região intercrítica é caracterizada por temperaturas abaixo do domínio austenítico, o que faz com que seja uma sub-região da ZTA que não sofre recristalização durante os ciclos térmicos resultantes do processo de soldadura.

2.3. Soldadura de materiais dissimilares

A soldadura de materiais dissimilares é cada vez mais comum na indústria, uma vez que permite otimizar o projeto de estruturas ou componentes, através da combinação de diferentes propriedades e características de materiais.[7]

Na indústria automóvel, por exemplo, a fabricação das caixas diferenciais requer soldar um aço passível de ser tratado termicamente, para garantir a resistência ao desgaste, a um ferro fundido, de modo a minimizar os custos de fabrico.

Na soldadura de materiais dissimilares através de processos de soldadura por fusão, devem ser tidos em conta diversos parâmetros, nomeadamente as propriedades mecânicas, físicas e químicas dos materiais envolvidos.

Os principais fatores que devem ser analisados quando da soldadura de juntas dissimilares são:

1. Problemas de ligação entre os materiais (formação de fases frágeis e limitações ao nível da solubilidade);
2. Temperaturas de fusão diferentes;
3. Diferenças ao nível dos coeficientes de dilatação térmica;
4. Condutividades térmicas distintas;
5. Fatores que influenciam a integridade da junta, mais concretamente, o tipo e geometria adotada;
6. Diferentes propriedades óticas dos materiais a soldar – refletividades e absorvidades distintas.

Em soldaduras de materiais dissimilares, o metal de adição tem como objetivo estabilizar o banho de fusão mantendo uma matriz dúctil, daí existir a necessidade de possuir elevada solubilidade em ambos os metais de base. Por isso, o metal de adição deve ser escolhido tendo em conta todos os fatores descritos anteriormente.[7][11]

A diferença entre temperaturas de fusão dos metais a ligar deve ser tida em conta. Uma vez que os materiais estão sujeitos à mesma fonte de calor, uma grande diferença entre temperaturas de fusão pode causar fissuração do material com a menor temperatura de fusão. Durante a solidificação e contração da junta, o material com maior temperatura de fusão irá provocar tensões no material com menor temperatura de fusão que, teoricamente, poderá estar parcialmente solidificado. Contudo, também deve ser dada atenção aos diferentes coeficientes de dilatação dos materiais soldados.

2.3.1. Soldabilidade de ferros fundidos

O elevado teor de carbono dos ferros fundidos e os severos ciclos térmicos inerentes ao processo de soldadura levam à formação de fases frágeis, como a martensite e carbonetos,

na ZF, ZPF e na ZTA. Tanto os carbonetos quanto a martensite, sendo duros e frágeis, são prejudiciais à ductilidade, tenacidade e resistência mecânica da soldadura, provocando fissuração quando a junta está sujeita a tensões.

O ferro fundido é considerado um material difícil de ser soldado. Isso deve-se basicamente a dois motivos:[12]

1. Presença de fases frágeis inerentes ao ferro fundido;
2. Efeito do ciclo térmico da soldadura na microestrutura do ferro fundido.

A soldabilidade do ferro fundido depende de vários fatores:

1. Tipo de ferro fundido em função da sua composição química;
2. Tipo de matriz do ferro fundido;
3. Composição química do metal de adição;
4. Processo de soldadura adotado.

O pré aquecimento, pós aquecimento ou, em alguns casos, os dois em simultâneo, são altamente recomendados na soldadura de ferros fundidos. A diminuição da taxa de arrefecimento do cordão de soldadura é fundamental para garantir uma junta com ausência de fissuras, compensando a falta de ductilidade causada pela grafite, no caso dos ferros fundidos cinzentos. Por outro lado, os ferros fundidos dúcteis e os ferros maleáveis são menos suscetíveis à formação de martensite na ZTA, portanto, apresentam melhor soldabilidade, principalmente se o teor de ferrite na sua matriz for alto.[11][12][14]

No entanto, de acordo com alguns estudos efetuados, é possível soldar ferro fundido sem qualquer pré-aquecimento ou pós aquecimento. Para isso, a utilização de metal de adição à base de níquel é importante, na medida em que minimiza a fragilidade inerente do ferro fundido. O uso de um metal de adição à base de níquel confere à soldadura maior resistência à fissuração, principalmente por causa das suas propriedades mecânicas e da capacidade que tem de reduzir a dureza da ZF. Além de prevenir a formação de fases frágeis, a elevada ductilidade do níquel absorve grande parte das tensões geradas durante a contração da junta tanto na ZF, como na ZTA.[12][14]

2.3.2. Soldabilidade de aços tratados

A soldabilidade dos aços, pode ser analisada recorrendo ao diagrama de *Graville*, que permite relacionar o teor em carbono dos aços com o seu Carbono Equivalente, CE(ver

secção 2.4.2), e, conseqüentemente, com três zonas identificadas e classificadas quanto à sua suscetibilidade à fissuração a frio.[11]

- Zona I: Aços com baixo teor de carbono, baixa dureza e pouca suscetibilidade à fissuração a frio;
- Zona II: Aços com elevado teor de carbono, mas baixa dureza – O controlo da taxa de arrefecimento evita a formação de microestruturas sensíveis à fissuração a frio;
- Zona III: Zona crítica onde predominam os aços com elevado teor de carbono e elevada dureza, o que conduz a uma elevada suscetibilidade à formação de fissuras a frio, que pode ser reduzida através de pré e/ou pós aquecimento.

Na Figura 2.5 encontra-se ilustrado o diagrama de *Graville* para algumas classes de aços. É possível observar que na Zona III os surgem os aços de tratamento, nomeadamente aços temperados e revenidos e aços de tratamento pós soldadura.

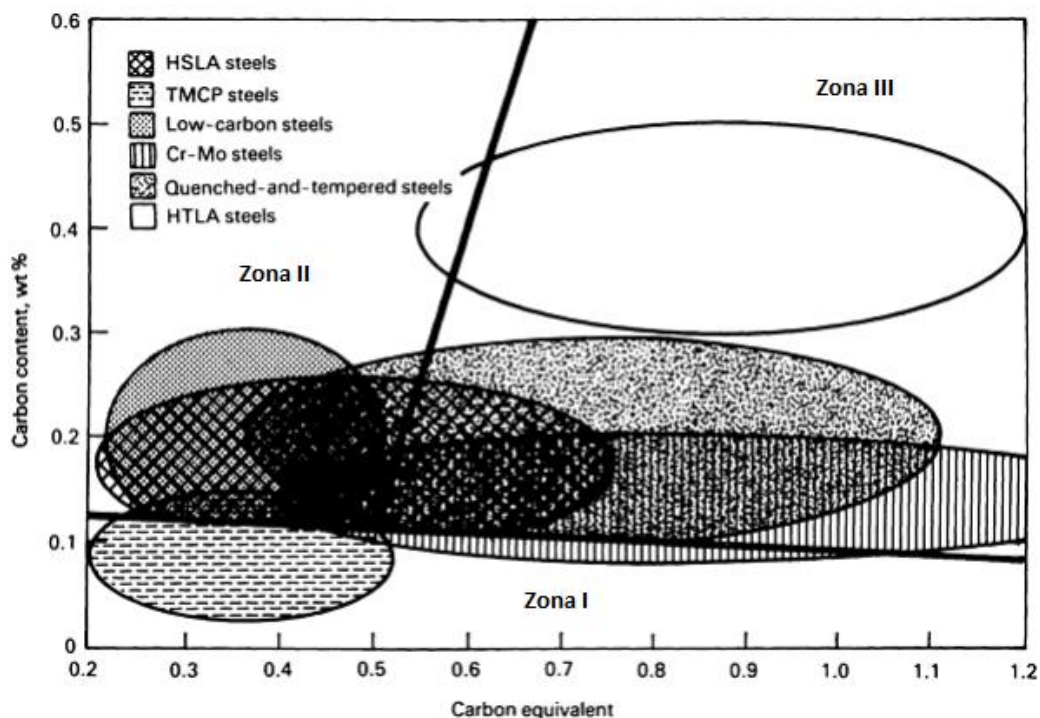


Figura 2.5. Suscetibilidade à fissuração a frio dos aços em função do seu teor de carbono e do CE.[11]

2.4. Soldabilidade e formação de fissuras

Segundo a *American Welding Society* (AWS), entende-se por soldabilidade a capacidade que um metal tem para ser soldado sob determinadas condições de fabrico, impostas numa estrutura específica e devidamente projetada, de modo que desempenhe as condições de serviço pretendidas.[11]

As fissuras são consideradas um dos tipos de defeitos mais graves que podem surgir numa junta soldada. Este fenómeno surge da incapacidade que o material tem de se deformar plasticamente de forma a absorver as tensões e solicitações a que está sujeito, levando à iniciação da fissura, propagação e, em alguns dos casos, rotura total da junta soldada, colocando em risco o funcionamento do componente.[15]

As fissuras podem ser classificadas em dois grandes grupos:

- Fissuras resultantes do processo de soldadura.
- Fissuras que ocorrem em serviço.

Relativamente às fissuras resultantes do processo de soldadura, estas podem ser classificadas quanto à sua origem. Os principais tipos são:

1. Fissuração a quente ou fissuração durante a solidificação;
2. Fissuração/arrancamento lamelar;
3. Fissuração no reaquecimento (comum em tratamentos pós-soldadura ou em soldaduras com vários passes);
4. Fissuração a frio.

Sendo o objetivo deste trabalho o estudo da fissuração a frio, encontra-se esquematizado na Figura 2.6 a tipologia das fissuras mais comuns que surgem a frio.

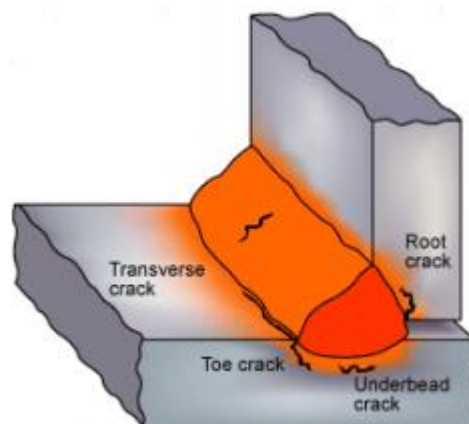


Figura 2.6. Tipologia e localização das fissuras a frio.[11]

As fissuras que surgem normalmente na zona termicamente afetada são caracterizadas consoante a sua localização ou posição relativa no cordão de soldadura. Normalmente podem ser designadas por:

- Fissuras sobre o cordão (*Underbead crack*);
- Fissuras na raiz do cordão (*Root crack*);
- Fissuras transversais (*Transverse crack*);
- Fissuras de sensibilidade ao entalhe (*Toe crack*).

2.4.1. Condições necessárias à fissuração a frio

O fenómeno da fissuração a frio, descoberto pela primeira vez em 1875, é um defeito que, geralmente, está associado à contaminação da microestrutura da soldadura ou do material de base com hidrogénio. Enquanto a fissuração a quente ocorre na ZF durante a solidificação e logo após a soldadura, a fissuração induzida por hidrogénio surge na ZTA e pode levar dias, semanas ou até mesmo meses, ainda que muito raramente, para se manifestar. Este tipo de defeitos ocorre tipicamente numa gama de temperaturas que varia entre os -50°C e os 150°C nos aços, sendo que a rotura pode ser intergranular ou transgranular.[16]

A fissuração induzida por hidrogénio está ainda dependente de outros fatores, nomeadamente, da fragilidade e suscetibilidade da microestrutura dos materiais envolvidos na soldadura, bem como da presença de tensões que já se encontrem nas peças e que possam ser somadas às tensões introduzidas durante o processo de soldadura.[11][17]

Deste modo, considera-se que a fissuração induzida por hidrogénio ocorre na presença simultânea de 3 fatores, sendo eles:

1. Microestrutura frágil e suscetível;
2. Tensões residuais;
3. Níveis de hidrogénio acima do valor crítico;

O fenómeno da fissuração induzida por hidrogénio continua em estudo. Atualmente, o modelo mais aceite na comunidade científica, e que é mais consistente com o carácter diferido do fenómeno, assenta na existência prévia de defeitos no material, tais como pequenas fissuras ou descontinuidades provocadas por partículas de fases secundárias ou inclusões. Na presença de tensões, estes espaços tendem a desenvolver estados de tensões triaxiais. O hidrogénio difunde-se na rede cristalina do material e ocupa esses mesmos

espaços. Com o aumento da concentração em hidrogénio, a integridade e coesão da estrutura cristalina diminui, dando-se a iniciação da fissura, na presença de uma matriz frágil, martensítica.[11]

O hidrogénio existente está presente nos aços sob duas formas: atómico (difusível) e molecular (aprisionado). O hidrogénio molecular (H_2) encontra-se aprisionado em vazios e lacunas da estrutura cristalina do material, difundindo-se muito lentamente e apenas a temperaturas elevadas. Por outro lado, o hidrogénio atómico (H) é difusível através das deslocações, fronteiras de grão, e lacunas da estrutura cristalina.

Os aços de alta resistência, de elevado teor em carbono, e aços que sofram transformações martensíticas são mais suscetíveis à fissuração induzida por hidrogénio, daí surgir a importância de evitar a formação de fases frágeis, nomeadamente martensite, durante o processo de soldadura.[15]

Na Figura 2.7 apresenta-se a variação da solubilidade do hidrogénio no ferro com a variação da temperatura. Como é possível observar, a solubilidade do hidrogénio no ferro aumenta com o aumento da temperatura, sendo maior no metal em estado líquido. No estado sólido, a solubilidade é bastante elevada na austenite (γ -Fe), devido à estrutura cúbica de face centrada (CFC) característica desta fase.

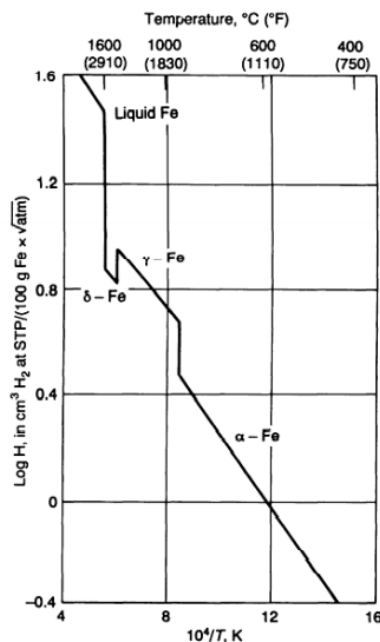


Figura 2.7. Solubilidade do hidrogénio no ferro.[11]

A difusão do hidrogénio depende da temperatura desenvolvida durante o ciclo de soldadura. A permanência na ZF ou a sua difusão para a ZTA, que é uma zona de grãos grosseiros e particularmente frágil, é ditada pela temperatura de transformação.

A permanência de hidrogénio atómico na ZTA é explicada pelo facto de a austenite tender a transformar-se mais rapidamente na zona fundida do que na ZTA. À medida que a soldadura arrefece, a austenite transforma-se, dificultando a difusão do hidrogénio.[18]

2.4.2. Carbono equivalente

Um dos conceitos que permitem analisar a suscetibilidade e a influência do carbono na fissuração a frio é o Carbono Equivalente (CE). Com o aumento do carbono equivalente, existe maior possibilidade de formação de estruturas frágeis durante o arrefecimento que, na presença de um campo de tensões propício, favorecem a fissuração a frio. Em materiais com elevado CE é esperada a formação de estruturas frágeis, mais precisamente, martensite.

Uma vez que a presença de martensite é favorável ao aparecimento de fissuras, é recomendado que o teor de CE máximo seja 0,4% a fim de evitar esse tipo de defeitos.

No que diz respeito aos ferros fundidos, o CE pode ser calculado com base na equação 2.1.[11]

$$CE(\%) = C + 0,31Si + 0,33P + 0,45S - 0,028Mn + Mo + Cr - 0,02Ni - 0,01Cu \quad (2.1)$$

Por outro lado, o CE nos aços é dado pela equação 2.2 criada pelo *International Institute of Welding* (IIW), que pode ser utilizada sempre que a percentagem de CE supere os 0,12%. [11]

$$CE(\%) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Cu + Ni)}{15} \quad (2.2)$$

Fisicamente, o CE relaciona diferentes os elementos de liga presentes no material e o modo como estes condicionam e contribuem para a fragilização deste. Com efeito, através do CE é possível prever o tipo de microestrutura na zona afetada termicamente e, por consequência, a suscetibilidade de formação de martensite.[1]

O uso de pré-aquecimento e de pós-aquecimento é muito comum na diminuição da suscetibilidade à fissuração induzida por hidrogénio dos aços, uma vez que permite: aliviar tensões residuais que possam estar nas peças antes da soldadura, ou introduzidas durante a soldadura; controlar as taxas de arrefecimento das peças, normalmente de peças

espessas, em que a condução de calor dá-se de forma mais rápida. No entanto, existem limitações quanto ao pré-aquecimento, nomeadamente o facto de poder revelar-se prejudicial através do aumento do tamanho de grão na ZTA, o que pode gerar uma perda acentuada de tenacidade.[14][15]

A temperatura de pré aquecimento para a qual é evitado o aparecimento de fissuras na soldadura de ferros fundidos é apresentada na Figura 2.8. O gráfico em questão relaciona o carbono equivalente de ferros fundidos e o tipo de ferro fundido com a temperatura de pré aquecimento recomendada para garantir uma soldadura livre de fissuras. Esses dados devem ser usados apenas como um guia para estabelecer uma temperatura de pré-aquecimento para o ferro fundido. Muitos outros fatores para além do pré-aquecimento afetam a capacidade de produzir uma soldadura de qualidade, entre eles o metal de adição e contaminantes locais.[11]

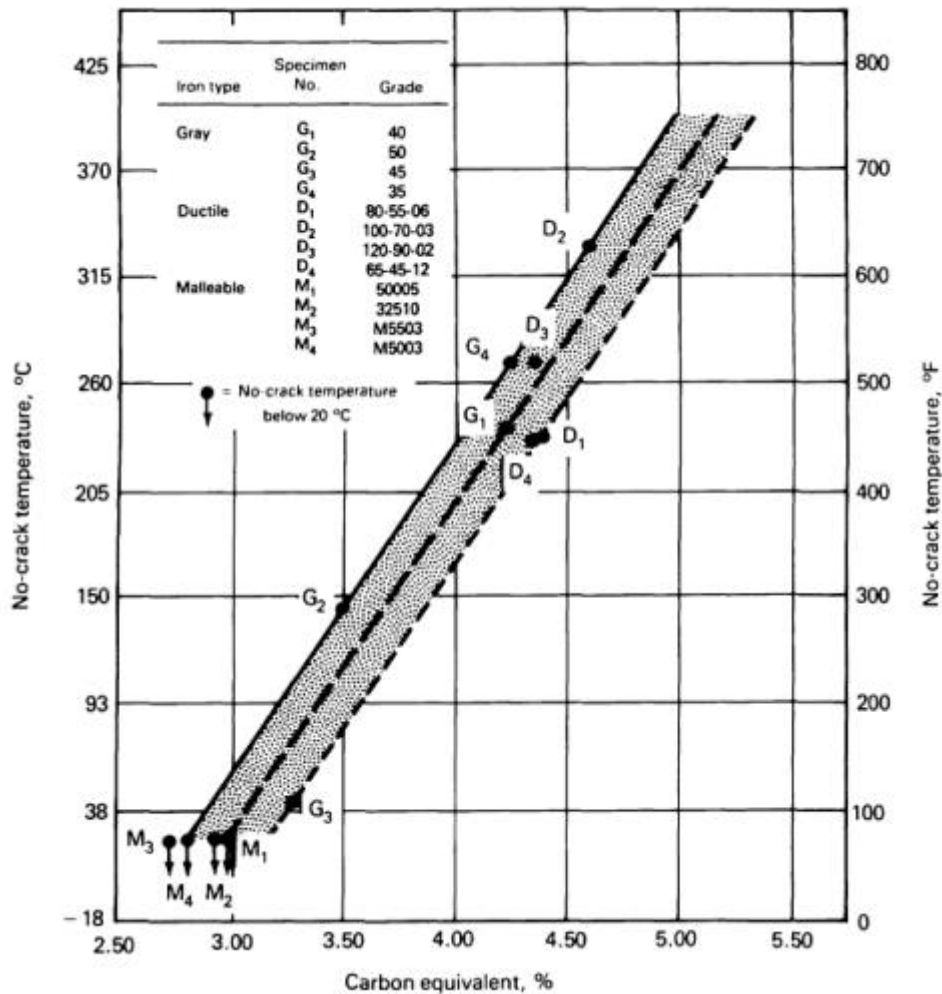


Figura 2.8. Temperatura de pré-aquecimento em função do CE e do tipo de ferro fundido. [11]

Relativamente ao pós-aquecimento, é evidente a mais-valia que oferece à qualidade da soldadura, na medida em que permite uma redução das tensões introduzidas na peça durante a soldadura e permite que o hidrogénio se difunda para fora da ZTA, podendo eventualmente atingir a superfície do metal e difundir-se na atmosfera, diminuindo consideravelmente o teor de hidrogénio para níveis inferiores aos considerados necessários para iniciação da fissura.

2.4.3. Absorção de hidrogénio

O hidrogénio pode ser absorvido pelos materiais metálicos através de 3 formas:[19][20]

- Absorção de hidrogénio através do metal na fase líquida: O hidrogénio pode ser absorvido, por exemplo, durante o processo de fundição do material ou durante a soldadura, através do banho de fusão;

- Absorção de hidrogénio através do metal no estado sólido: Durante os tratamentos térmicos de endurecimento, as atmosferas são ricas em hidrogénio, que se difunde juntamente com outros gases e penetra na superfície do material sob a forma de moléculas, as quais, após se dissociarem em átomos, podem difundir-se através da estrutura cristalina do material, favorecendo a absorção;
- Absorção através de reação eletroquímica: Este tipo de absorção dá-se em serviço, quando o material se encontra exposto a ambientes corrosivos através de reações catódicas.

2.4.3.1. Tratamento térmico

Os materiais metálicos são sujeitos a tratamentos térmicos com o objetivo de atingirem as propriedades mecânicas desejáveis, nomeadamente resistência ao desgaste, resistência mecânica e ductilidade.

A atmosfera criada no interior de um forno durante a carbonitruração, que é o tratamento térmico aplicado a um dos metais base utilizados neste estudo, contém grandes quantidades de hidrogénio. Devido à rápida capacidade que o hidrogénio tem de se difundir no ferro, grandes quantidades de hidrogénio são absorvidas durante a sua carbonitruração. Contudo, o hidrogénio pode ser removido dos componentes. Uma grande parte do hidrogénio difunde-se para a atmosfera mesmo à temperatura ambiente, no entanto, este processo pode ser acelerado através do revenido.

O tratamento pré-soldadura, também conhecido como *hydrogen bake-out* é um processo de tratamento térmico de revenido que, além de aliviar tensões residuais resultantes da têmpera, tem como objetivo remover o hidrogénio do material antes de este ser soldado.

Na Tabela 2.1 encontram-se sumariadas diferentes taxas de difusão do hidrogénio e carbono para diferentes temperaturas e matrizes. A taxa de difusão do hidrogénio na austenite, para a mesma temperatura, é muito superior à do carbono.

Tabela 2.1. Taxas de difusão do carbono e hidrogénio em diferentes matrizes. (Adaptado de [21])

Elemento	Matriz	Temperatura [°C]	Taxa de difusão [cm²/s]
Hidrogénio	Austenite	925	1.7×10^{-4}
Hidrogénio	Óxido	925	1.0×10^{-18}
Hidrogénio	Aço ferrítico	Ambiente	2.5×10^{-7}
Hidrogénio	Aço 14Cr	Ambiente	2.8×10^{-9}
Hidrogénio	Alumínio	Ambiente	2.0×10^{-7}
Carbono	Austenite	925	4.0×10^{-7}

A temperatura e tempo suficientes para que o hidrogénio se possa difundir para o exterior do aço são fatores que, além de ainda estarem pouco explorados, dependem de variáveis, tais como:

- 1- Quantidade de hidrogénio a que o material está exposto durante o processo de tratamento térmico;
- 2- Solubilidade e difusividade do hidrogénio no metal, bem como a sua espessura;
- 3- Suscetibilidade do material à fragilização por hidrogénio.

3. MATERIAIS UTILIZADOS NO ESTUDO

Neste estudo, a soldadura entre a caixa diferencial e a coroa envolve 3 materiais distintos. A coroa é fabricada em aço EN 10084 27MnCr5 sujeito a um tratamento térmico super profundo de carbonitruração. A caixa diferencial é maquinada em ferro fundido dúctil, EN-GJS-600-10. E o material de adição utilizado é uma liga de níquel-crómio, EN ISO 18274: S Ni 6082 (NiCr20Mn3Nb).

3.1. Material da coroa

O aço EN 10084 27MnCr5, de baixo teor em carbono, é considerado um aço de endurecimento, uma vez que é utilizado após tratamento de endurecimento superficial conferindo-lhe dureza superficial e ductilidade no núcleo, propriedades mecânicas requeridas no fabrico de componentes de transmissão, mais precisamente engrenagens. Deste modo, este possui elevada temperabilidade, que é a propriedade que determina a facilidade de formação de martensite induzida por têmpera a partir da fase austenítica. A Tabela 3.1 e Tabela 3.2 mostram, respetivamente, a composição química e propriedades mecânicas do aço.

Na Figura 3.1 é possível observar a microestrutura do aço estudado.

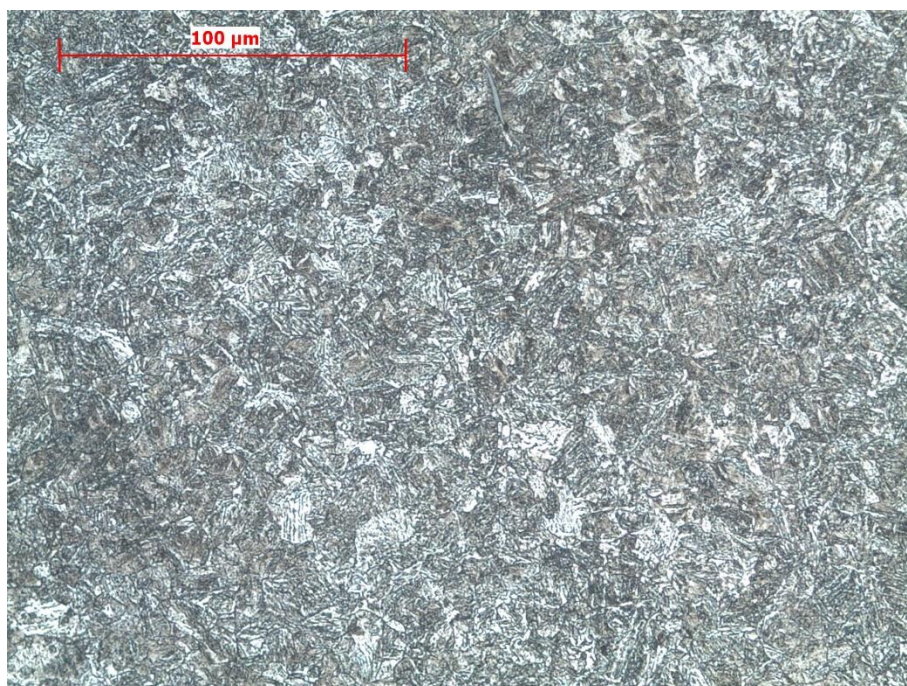


Figura 3.1. Microestrutura, por microscopia ótica, da zona do MB do aço EN 10084 27MnCr5.

Tabela 3.1. Composição química nominal do aço EN 10084 27MnCr5 (%pd.).

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ti	Cu	Ni	Al	Fe
0,23-0,31	<0,40	1,10-1,40	0,02-0,04	<0,025	1,00-1,40	<0,010	<0,40	<0,30	<0,050	Balanc.

Tabela 3.2. Propriedades mecânicas do aço EN 10084 27MnCr5.

σ_r [MPa]	σ_c [MPa]	EL [%]	Dureza [HB]	KL [J/cm²]
≥1520	≥1225	≥7	430-490	>50

3.2. Material da caixa diferencial

Na Tabela 3.3 e Tabela 3.4 encontram-se apresentadas, respetivamente, a composição química e as propriedades mecânicas do material utilizado na caixa diferencial.

O ferro fundido EN-GJS-600-10 é um ferro fundido dúctil, por vezes chamado de ferro fundido nodular ou esferoidal, que combina as vantagens dos ferros fundidos cinzentos com as propriedades de engenharia de alguns aços. Este ferro fundido apresenta elevada tenacidade, deformabilidade a quente, ductilidade, bem como boa resistência

mecânica. Na Figura 3.2 é possível observar a microestrutura do ferro fundido utilizado neste estudo, destacando-se a fase grafite sob a forma nodular e a matriz ferrítica dúctil.

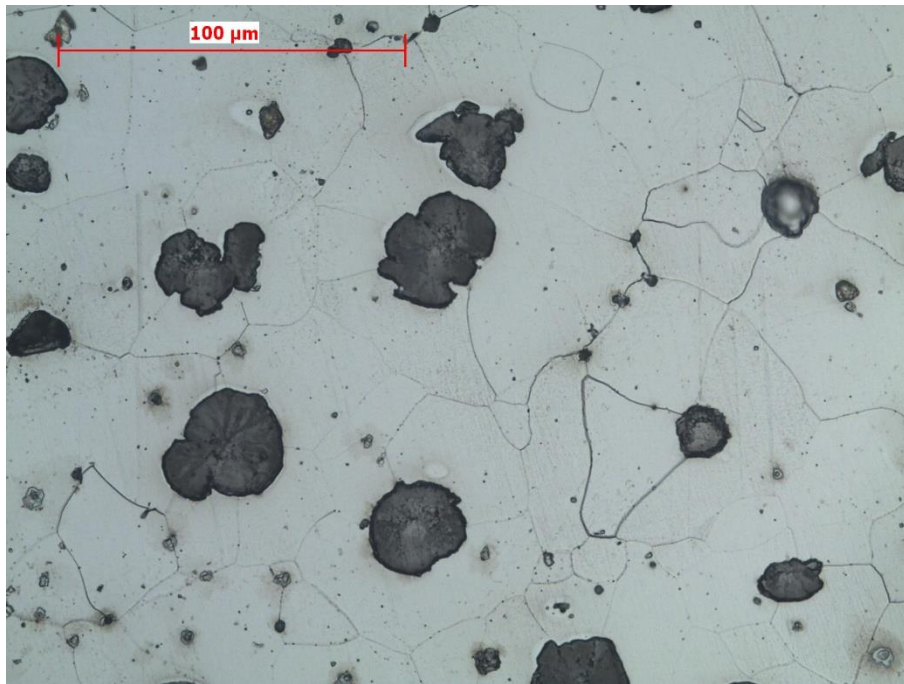


Figura 3.2. Microestrutura, por microscopia ótica, da zona do MB do ferro fundido, EN-GJS-600-10.

Tabela 3.3. Composição química nominal do EN-GJS-600-10 (%pd.).

C	Si	Mn	S	P	Cr	Sn	Cu	Ni	Mo	Fe
3,1–3,4	4,2–4,5	<0,5	<0,02	<0,05	-	<0,01	<0,15	-	-	Balanc.

Tabela 3.4. Propriedades mecânicas do EN-GJS-600-10.

σ_r [MPa]	σ_c [MPa]	EL [%]	Dureza [HB]	Matriz
≥ 600	≥ 450	≥ 10	200 - 240	Perlite < 5% Cementite < 1 %

3.3. Metal de adição

A liga níquel-crômio, EN ISO 18274: S Ni 6082 (NiCr20Mn3Nb), utilizada neste estudo como material de adição, é característica pela sua aplicabilidade em soldaduras de materiais dissimilares, bem como na soldadura de aços de baixa liga. Apresenta elevada resistência ao

choque térmico e à corrosão, baixo coeficiente de dilatação térmica e é uma liga austenítica, tendo o azoto baixa solubilidade neste material.[12]

Na Tabela 3.5 e Tabela 3.6 apresentam-se, respetivamente, a composição química e as propriedades mecânicas deste material de adição.

Tabela 3.5. Composição química nominal da liga EN ISO 18274: S Ni 6082 (NiCr20Mn3Nb) (%pd.).

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Ti	Nb	Fe
<0,01	<0,1	3,1	0,001	0,003	20,6	72,7	<0,1	0,3	2,5	0,4

Tabela 3.6. Propriedades mecânicas da liga EN ISO 18274: S Ni 6082 (NiCr20Mn3Nb).

σ_r [MPa]	σ_c [MPa]	EL [%]
≥ 620	≥ 380	≥ 35

4. PROCESSO PRODUTIVO

Neste capítulo serão abordadas as várias etapas do processo de fabrico dos componentes (coroa e caixa diferencial) antes de serem soldados.

4.1. Caixas diferenciais soldadas

No fabrico das caixas de velocidades, é utilizada a ligação por soldadura para acoplar a coroa à caixa diferencial. Estes componentes são fabricados em aço tratado e ferro fundido, respetivamente. Convencionalmente, estes dois componentes são ligados por aparafusamento, pelo que o processo de soldadura é bastante incomum e inovador. A Figura 4.1 mostra o que tipicamente é uma caixa de velocidades e a localização do diferencial no seu interior.



Figura 4.1. Caixa de velocidades e respetivo diferencial.

Na Figura 4.2 encontram-se representados os três tipos de ligação normalmente utilizados para acoplar a caixa diferencial à coroa. É ainda visível a evolução, em termos de geometria dos componentes, da ligação com aperto e aparafusada, adotadas no passado, para a ligação soldada, que evita as restrições ao nível de binário e questões relacionadas com a massa do conjunto, que a ligação com aperto e aparafusada apresentam, respetivamente.

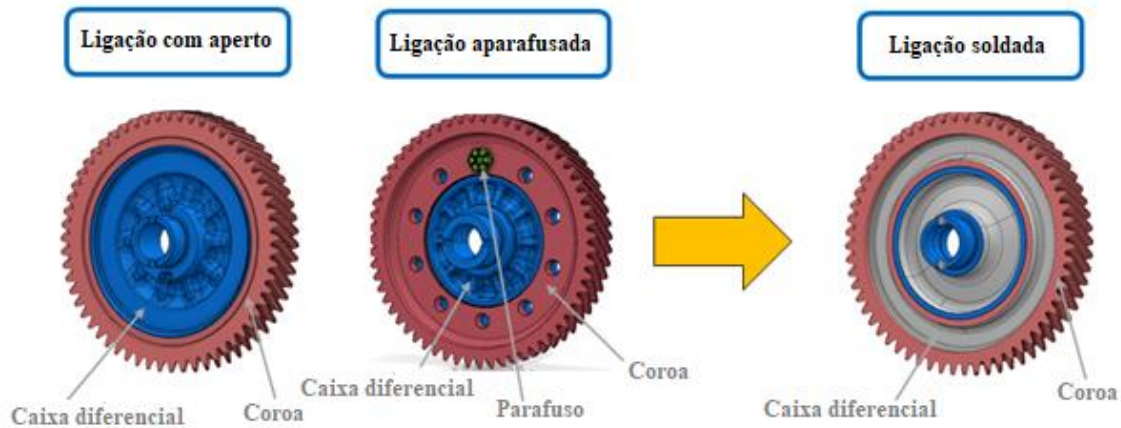


Figura 4.2. Protótipos de caixas diferenciais ligadas por aperto, parafusos e consequente evolução para ligação soldada.

4.1.1. Processo de fabrico das coroas

O processo de fabrico das coroas compreende três momentos fundamentais e que podem ter impacto na qualidade da soldadura. Numa primeira fase, as coroas são maquinadas de forma a ser garantida a geometria requerida, com a exceção das superfícies a serem soldadas ou adjacentes a esta. Posteriormente, o segundo procedimento do processo consiste no tratamento térmico com o objetivo de otimizar as propriedades mecânicas do aço.

As etapas do tratamento térmico de uma coroa são:

1. Lavagem seguida de uma pré oxidação.
2. Carbonitruração em fornos de atmosfera controlada
3. Têmpera em óleo
4. Lavagem e secagem
5. Revenido de estabilização
6. Granalhagem

Na Figura 4.3 encontra-se apresentado graficamente o ciclo de tratamento térmico com as várias operações aplicadas às coroas.

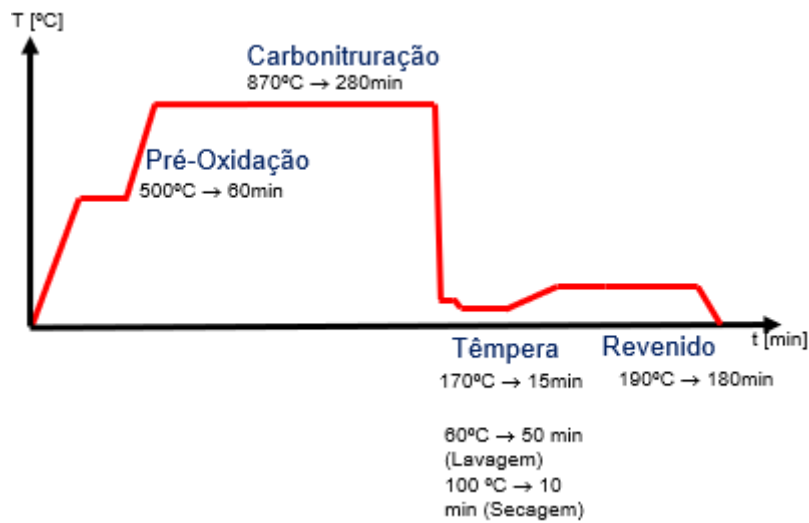


Figura 4.3. Ciclo de tratamento térmico aplicado às coroas pré-soldadura.

Após o processo de tratamento térmico, as coroas são sujeitas a uma operação de torneamento apenas nas superfícies que vão ser soldadas, com o objetivo de remover a camada enriquecida em carbono durante a carbonitruração.

4.1.1.1. Carbonitruração

O tratamento de endurecimento é aplicado essencialmente a aços estruturais, nomeadamente a veios, elementos de transmissão e engrenagens sujeitas a importantes solicitações mecânicas e elevado desgaste. Os componentes endurecidos devem possuir elevada dureza superficial e, ao mesmo tempo, um núcleo mais dúctil, que permita absorver a energia proveniente de choques e vibrações.

O processo de carbonitruração é dos tratamentos térmicos mais utilizados em aços estruturais. O carbono é introduzido no aço através duma atmosfera rica neste elemento, a temperaturas que favoreçam a sua difusão, tipicamente entre os 800-950°C. Neste caso em particular, essa temperatura é controlada e fixada em 870°C, durante um período de tempo de 280 minutos. O carbono difundido à superfície da coroa é responsável por, após a transformação martensítica durante o processo de têmpera, endurecer a superfície do componente, verificando-se um perfil de dureza que atinge o seu valor máximo à superfície e que vai diminuindo com a profundidade, Figura 4.4. O tratamento é considerado super profundo, uma vez que a espessura superficial varia entre os 0,40-0,60mm com dureza mínima de 780HV, para garantir que após a retificação de dentado seja obtida a camada superficial de tratamento preconizada. Sendo um processo que depende da atmosfera, da

temperatura e do tempo, a profundidade e dureza do tratamento podem ser completamente controladas.

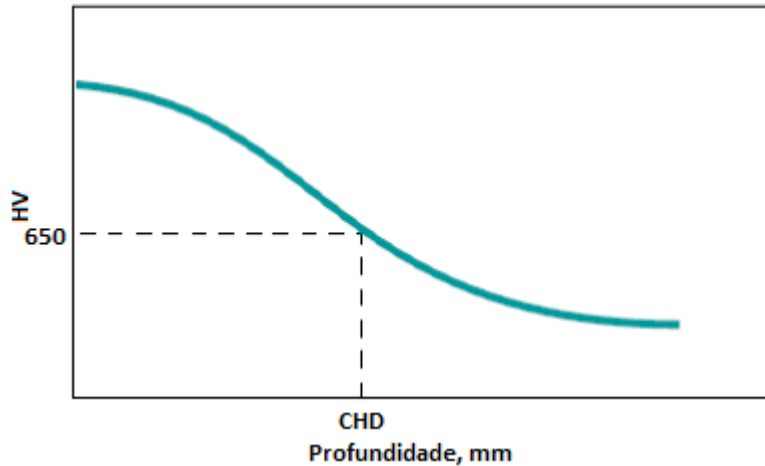


Figura 4.4. Perfil de dureza obtido durante um processo de endurecimento.(Adaptado de [20])

4.1.1.2. Têmpera

Após carbonitruração, as coroas são sujeitas a uma têmpera em óleo que promove o arrefecimento (desde 870-170°C), durante um período de 15 minutos. Este tratamento irá conduzir à transformação da austenite em martensite, garantindo a dureza superficial desejada. Esta transformação de fase está associada ao aumento de tensões residuais no material que poderão ser aliviadas posteriormente por outro tratamento: revenido.

4.1.1.3. Revenido

O processo de têmpera é seguido de um revenido de estabilização, em que as coroas são aquecidas à temperatura de 190°C, durante 3 horas, com o objetivo de reduzir o grau de tensões resultantes das etapas anteriores do tratamento térmico. É de referir que durante o revenido ocorre a transformação da austenite residual sem alteração das características mecânicas do material.

O revenido pode também ser utilizado como um *Hydrogen bake-out*, em que o princípio é o mesmo e consiste em aquecer o metal a uma determinada temperatura, durante determinado tempo, para que o hidrogénio presente no material se possa difundir para o exterior, alcançando assim níveis menores, inferiores ao limite crítico para a fragilização da sua estrutura cristalina.

5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

5.1. Otimização do recobrimento

A zona do recobrimento, que se assemelha a uma soldadura em dois passes, foi identificada como zona crítica e mais suscetível à fissuração a frio. Desta forma, foram testadas diferentes combinações de parâmetros de alimentação do fio, com o objetivo de minimizar a quantidade de material depositada na zona do recobrimento, bem como os defeitos que surgem durante e imediatamente após a soldadura nessa zona e que contribuem para a propagação da fissura em diferido.

5.1.1. Ciclo de soldadura e parâmetros do processo

Durante a soldadura, como a peça é de revolução, a cabeça do laser mantém-se estática e o movimento de rotação é feito pela peça, que é suportada por uma pinça que, além de a centrar, imprime-lhe o movimento de rotação.

Na Figura 5.1 encontra-se uma caixa diferencial colocada no interior do equipamento usado na soldadura dos componentes anteriormente referidos. É ainda possível ver os cabos que conduzem o gás de proteção, o fio de alimentação e o ar comprimido que funciona como proteção da lente.



Figura 5.1. Caixa diferencial colocada em posição de soldadura.

Os parâmetros de soldadura utilizados neste estudo estão apresentados na Tabela 5.1. Estes parâmetros são de série e permaneceram inalterados ao longo do trabalho experimental, uma vez que não era o objetivo deste estudo avaliar a influência dos mesmos na qualidade das soldaduras.

Tabela 5.1. Parâmetros de soldadura utilizados no estudo.

Parâmetro	Notação	Valor	Unidades
Potência	P	4000	W
Velocidade de rotação	VR	1,5	m/min
Velocidade de alimentação do fio	VF	3,8	m/min
Gás de proteção	----	Azoto	----
Débito de gás	Q	20	L/min
Posição focal	PF	-4	mm
Profundidade de soldadura	h	5	mm
Largura da junta	GAP	0,4	mm

A curva de potência que é aplicada na soldadura das caixas diferenciais encontra-se apresentada na Figura 6.10. É ainda possível observar, na Figura 5.2, que são necessários

8° de rotação da peça para que seja atingida a potência máxima, sendo que durante esse tempo a potência aumenta linearmente. Depois, mantém-se constante durante 362° e diminui linearmente até atingir o zero. Essa diminuição também é feita de forma linear e durante 20° de rotação da peça.

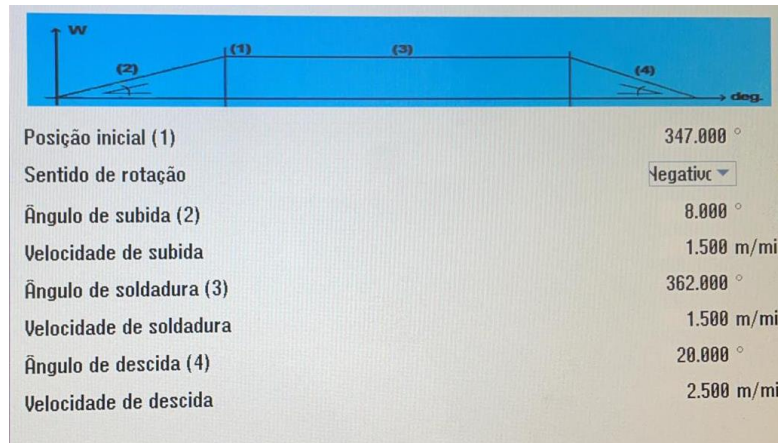


Figura 5.2. Parametrização da curva de potência do laser do ciclo de soldadura.

Relativamente aos parâmetros que irão ser estudados, estes encontram-se relacionados com a alimentação do fio e não alteram o valor nominal da velocidade de alimentação do fio, mas sim o intervalo de tempo em que o fio é alimentado. Os parâmetros de início e término do fio são ajustados em função da curva de potência.

5.1.1.1. Sistema de alimentação do fio

O fio é alimentado através do sistema de alimentação Abicor Binzel que trabalha em conjunto com a fonte de laser e com as instruções fornecidas à cabeça de soldadura. A parametrização é feita segundo uma interface. Na Figura 5.3 encontra-se representada a janela dos parâmetros do sistema Abicor Binzel. A configuração foi efetuada apenas nas zonas assinaladas pelas letras a, b e c, que correspondem, respetivamente, aos parâmetros de retração, avanço e *delay* do fio.

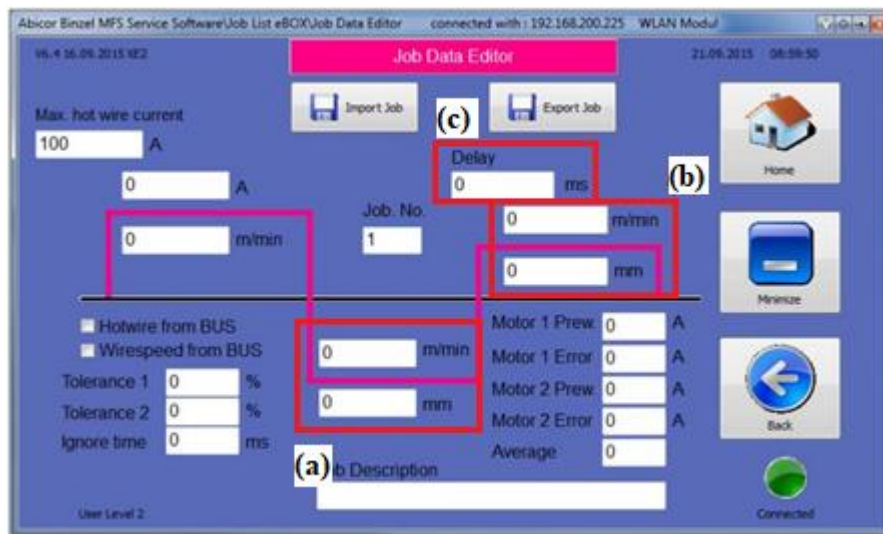


Figura 5.3. Janela de parametrização do sistema Abicor Binzel: (a) Parâmetros de retração do fio; (b) Parâmetros de avanço do fio; (c) *Delay* entre avanço e recuo.

Início e fim da alimentação do fio

A alimentação do fio inicia-se quando é atingida uma determinada percentagem da potência máxima do laser. A de interrupção da alimentação também é semelhante, sendo que a paragem de alimentação é feita quando o laser atinge uma determinada percentagem da potência máxima. Sendo o cordão de soldadura de geometria circular, estes dois acontecimentos coincidem na mesma zona da peça (recobrimento). A potência do laser não é instantânea, pelo que se inicializa com uma rampa ascendente e termina com uma rampa descendente.

Retração e avanço do fio

No fim de cada ciclo de soldadura (cada peça soldada), o corte do fio é feito com recurso à sua retração. Este parâmetro da retração é composto por duas variáveis: a distância de retração [mm] e a velocidade de retração [m/min]. De forma análoga, o avanço do fio também se comporta da mesma forma com a função de reposicionar o fio para soldar a peça seguinte. O *delay* é um parâmetro que estabelece o tempo de espera para inicialização do avanço do fio.

Com o objetivo de visualizar a entrada e a saída do fio, efetuaram-se seis ensaios com peças soldadas a 180°. Destes seis ensaios, foi dada a continuidade do estudo apenas aos três que apresentaram melhores resultados visuais tendo em conta diversos fatores,

nomeadamente, ausência de porosidades, penetração da soldadura e excessos de material. O conjunto de parâmetros utilizados encontram-se apresentados na Tabela 5.2.

Tabela 5.2. Parâmetros do sistema de alimentação do fio utilizados nos ensaios de otimização do recobrimento.

Ensaio	Início da alimentação [%]	Fim da alimentação [%]	Recuo do fio [mm]	Delay [ms]
0 (série)	0	50	6,98	5
1	0	100	6,98	5
2	50	100	6,98	5
3	0	50	6,98	35
4	0	100	6,98	35
5	50	100	6,98	35

O ciclo de soldadura resulta da combinação da parametrização laser com a parametrização de alimentação do fio, mais precisamente, na instrução dada à máquina relativamente ao instante de início e término de alimentação do fio. Na Figura 5.4 representa-se graficamente o ciclo de soldadura aplicado no fabrico das caixas diferenciais. Nesta figura é possível observar as curvas de potência do laser, velocidade de rotação da peça e velocidade de alimentação do fio em função da rotação da peça. As curvas de potência e velocidade de rotação, como referido anteriormente, permaneceram inalteradas ao longo deste estudo. Apenas a curva que aproxima a velocidade de alimentação do fio será reajustada em função dos parâmetros apresentados na Tabela 5.2.

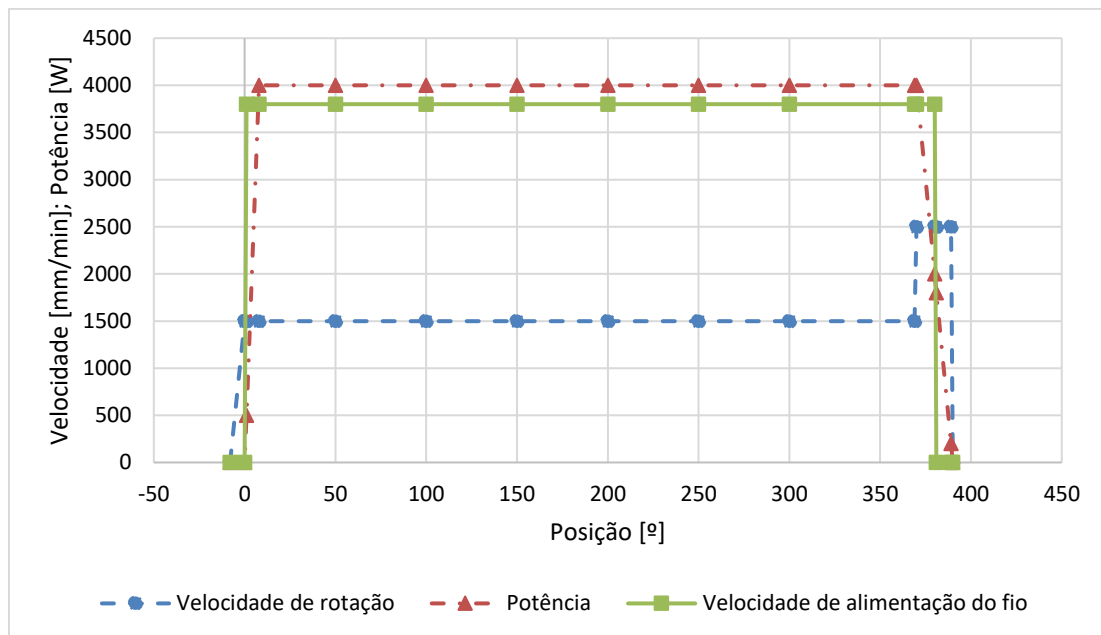


Figura 5.4. Ciclo de soldadura da evolução da velocidade de rotação, de alimentação do fio e potência do laser aplicado em condições série às caixas diferenciais.

O ciclo de soldadura é iniciado na posição de -8° , para garantir que a velocidade de rotação nominal é atingida quando se inicia a curva de potência, ou seja, para garantir que na posição 0° , a velocidade de rotação é 1.5 m/min. Posto isto, a peça é posicionada 8° em sentido contrário ao movimento de rotação durante a soldadura e é inicializado o ciclo de soldadura. O início da curva de alimentação varia em função da curva de potência dentro dos 8° referidos na Figura 5.2, e o final da alimentação dentro dos 20° referidos nessa mesma figura.

5.1.2. Preparação das amostras

Todos os ensaios foram realizados recorrendo a peças de série, ou seja, peças geometricamente e dimensionalmente iguais às que chegam ao consumidor final, tendo passado por todos os processos de fabrico descritos anteriormente. A razão desta escolha em detrimento da utilização de provetes prende-se com o facto de os componentes apresentarem dimensões que tornam possível a sua testagem em laboratório, facilitando a aplicabilidade em contexto industrial. Deste modo, é imprescindível ter as peças sujeitas a todos os parâmetros influentes resultantes do processo, nomeadamente as operações de maquinação e de tratamento térmico aplicadas às coroas, bem como os procedimentos de limpeza das peças antes de soldar, que influenciam nas tensões e no hidrogénio presente nas peças.

Quanto ao processo de montagem, a coroa é introduzida na caixa diferencial e prensada de forma a garantir a posição relativa entre estes dois componentes, com o objetivo de obter a geometria da junta desejada. A prensagem é efetuada com recurso a uma prensa, e a placagem é garantida por uma superfície da caixa diferencial, que funciona como batente mecânico. Na Figura 5.5 encontra-se apresentada o conjunto prensado, bem como a configuração da junta das peças a soldar.

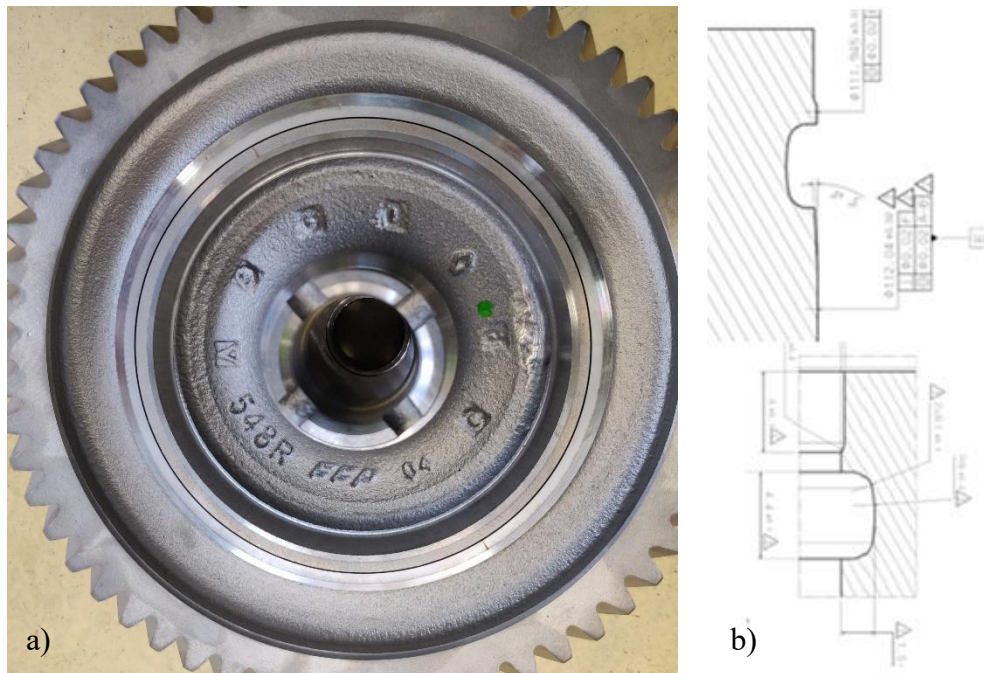


Figura 5.5. a) Conjunto prensado pré-soldadura; b) Configuração da junta.

5.1.3. Plano de ensaios

A otimização do recobrimento foi efetuada em várias etapas:

- **Primeira etapa:** Determinação dos parâmetros de alimentação do fio recorrendo a seis combinações de parâmetros de soldadura diferentes, aplicados na soldadura de várias peças que foram soldadas ao longo de 180° de rotação da peça. O objetivo desta etapa é compreender como os parâmetros alterados modificam o início e o final do cordão de soldadura;
- **Segunda etapa:** Redução das hipóteses iniciais a apenas três combinações de parâmetros cujas soldaduras apresentem melhores resultados visuais imediatamente após soldadura;

- **Terceira etapa:** Soldar várias peças na totalidade com as três parametrizações escolhidas, optar pela que conduz aos melhores resultados em termos de qualidade do cordão de soldadura;
- **Quarta etapa:** Escolhido o conjunto de parâmetros a utilizar, soldar vários lotes de peças e realização do controlo US imediatamente após soldadura (T0), 2 (T2) e 5 (T5) dias após, com o objetivo de avaliar o potencial à fissuração a frio.

5.1.4. Análise não destrutiva

A qualidade das soldaduras foi avaliada primeiramente com recurso ao controlo US. Este tipo de inspeção é utilizada para o controlo de qualidade em série de todas as caixas diferenciais, tanto a T0, como em diferido. Este método apresenta inúmeras vantagens, nomeadamente, o facto de ser um ensaio não destrutivo, de permitir a deteção, localização e caracterização de defeitos internos e apenas ser necessário aceder a um dos lados do cordão para efetuar a inspeção, facilitando o controlo de soldaduras em componentes de geometrias complexas e de difícil acesso. Por outro lado, não pode ser utilizado na inspeção de alguns materiais.

O controlo é feito de forma automática no fim de cada ciclo de soldadura. As caixas diferenciais são transportadas através de um pórtico que as retira da máquina de soldar e as coloca num tanque de água, onde se encontra a sonda que irá fazer o controlo, como ilustrado na Figura 5.6.



Figura 5.6. Equipamento utilizado para efetuar o controlo US.

Depois do controlo feito, é emitida uma cartografia que é ajustada e calculada em função da geometria da peça. Nessa cartografia, são visíveis vários tipos de defeitos em altura, medidos no eixo vertical, e rebatidos no eixo horizontal, que corresponde aos 360° do cordão de soldadura.

O método de cálculo e de identificação dos defeitos é explicado mais detalhadamente no Apêndice A – Controlo ultrassons.

5.1.5. Análise destrutiva

Após a análise não destrutiva, foram selecionadas algumas amostras para análise destrutiva. Cada amostra foi seccionada ao meio e, como o cordão apresenta geometria circular, resultou em 2 cortes, a 0° (na zona do recobrimento), com o objetivo de avaliar a geometria e os possíveis defeitos nessa zona, e a 180° (na zona oposta ao recobrimento), para avaliar não só a qualidade da soldadura fora da zona do recobrimento, como também ter um termo de comparação recobrimento/cordão. As amostras foram cortadas com um disco de corte, polidas e posteriormente observadas ao microscópio.

5.2. Fluxo de hidrogénio do aço pré-soldadura

5.2.1. Introdução

A fissuração induzida por hidrogénio compreende dois momentos críticos: a iniciação e propagação de fenda. Tipicamente, a iniciação da fenda requer um teor elevado de hidrogénio e, portanto, é mais provável que o fenómeno ocorra durante o arrefecimento do cordão da soldadura. No entanto, a propagação desta ocorre em diferido, ou seja, estende-se ao longo de períodos de tempo e dá-se por etapas.

As coroas em estudo estão sujeitas a vários processos pré soldadura, tanto ao nível de tratamentos térmicos, como ao nível da maquinação, que terão influência na ligação e no fenómeno de fissuração induzida por hidrogénio.

Apesar do estudo incidir na influência do tratamento de revenido na fissuração a frio, o processo apresenta outras causas possíveis que podem estar na base deste tipo de defeito:

- Humidade presente no metal de adição pode ser uma potencial fonte de introdução de hidrogénio no banho de fusão. Uma possível solução poderá passar pelo acondicionamento melhor do fio, uma vez que este se encontra exposto ao ar ambiente e a uma atmosfera bastante poluída com suspensões. Alternativamente, um sistema de sopragem acoplado à cabeça do laser pode garantir a evaporação de água absorvida pelo níquel.
- Partículas de água na superfície e na junta a soldar. A coroa é sujeita a um processo de lavagem pré soldadura, para garantir a total limpeza da sua superfície e da junta a soldar, com o objetivo de evitar defeitos de soldadura, tais como poros no cordão e a ocorrência de projeções. Apesar de, após lavagem, as coroas serem secas e posteriormente feita uma decapagem laser para garantir ainda melhor limpeza da superfície, no interior da junta, poderão existir partículas residuais e detergente evaporado, contribuindo para a introdução de hidrogénio no cordão.
- Arrefecimento pós-soldadura poderá ser um problema na fissuração a frio. Apesar de a largura do cordão ser consideravelmente pequena (1-2mm), um arrefecimento rápido pode estar na base da iniciação da

fissura. Para garantir o funcionamento da sonda de controlo US, os ultrassons necessitam de um meio de propagação, sendo por isso necessário colocar as peças num banho de água. Apesar da temperatura do cordão nesse momento não exceder os 120 °C e de ser utilizado um banho intermédio a 25° C antes do banho de controlo de 20°C, as soldaduras são sujeitas praticamente a um processo de têmpera, o que é altamente desaconselhado. Numa altura em que o fluxo de hidrogénio é máximo na ZTA, uma redução brusca para a temperatura ambiente irá reduzir a taxa de difusão de hidrogénio, podendo este não ter tempo suficiente para se difundir para fora da ZTA e ficar aprisionado na zona mais crítica do cordão, contribuindo para o aparecimento das fissuras em diferido.

5.2.2. Preparação de provetes

Para a realização da medição do fluxo de hidrogénio difusível durante o revenido, foram utilizadas quinze coroas que foram devidamente maquinadas e adaptadas de forma a suportar a sonda para a medição do fluxo de hidrogénio. Na Figura 5.7 encontra-se apresentado o esquema da coroa utilizada para o fabrico dos provetes, com a secção maquinada, C), devidamente assinalada.

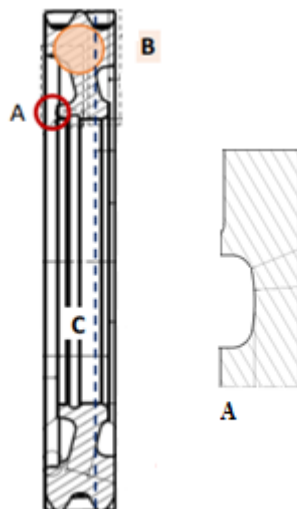


Figura 5.7. Coroa utilizada para maquinação dos provetes: A) Zona de soldadura, B) Área de maior massa da coroa, C) Secção preparada para a medição do fluxo de hidrogénio.

Os provetes, de modo a garantirem uma boa fixação da sonda e melhorar a leitura da mesma, foram maquinados de modo a criar uma superfície plana, em forma de anel com 43 mm de espessura, como pode ser visualizado na Figura 5.8. Após serem maquinados, os provetes foram colocados, juntamente com coroas de série, no forno de carbonitruração. Após o tratamento de carbonitruração, os provetes foram retirados do forno, foram numerados, e, posteriormente, colocados no forno de revenido, tendo sido iniciada a medição do fluxo de hidrogénio.

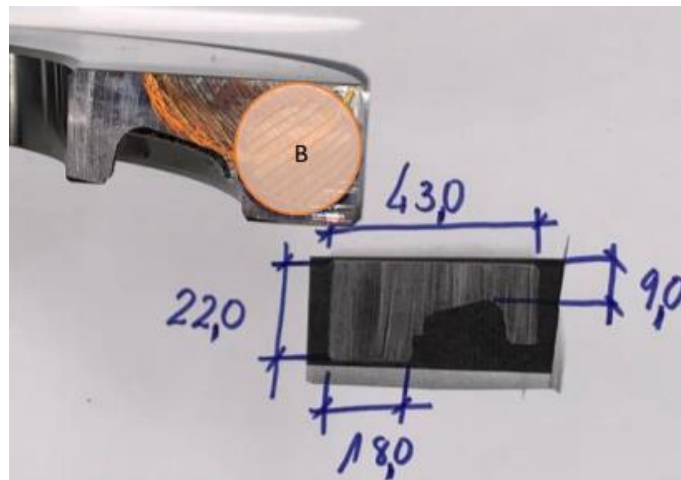


Figura 5.8. Tipologia de provete utilizado na medição do fluxo de hidrogénio.

5.2.3. Medição do fluxo de hidrogénio

5.2.3.1. Hydrosteel 6000

As medições do fluxo de hidrogénio foram realizadas recorrendo ao equipamento Hydrosteel 6000. Este equipamento, desenvolvido para medir o fluxo de hidrogénio difusível em aços, foi equipado e calibrado com sensores que resistem a temperaturas a rondar os 250°C.

Na Figura 5.9 é visível a delimitação que garante a captação máxima e mínima do fluxo de hidrogénio. Posteriormente, a sonda foi colocada sobre as amostras e acoplada às mesmas através de ímanes, de modo a evitar o seu escorregamento durante o processo de coleta de hidrogénio.

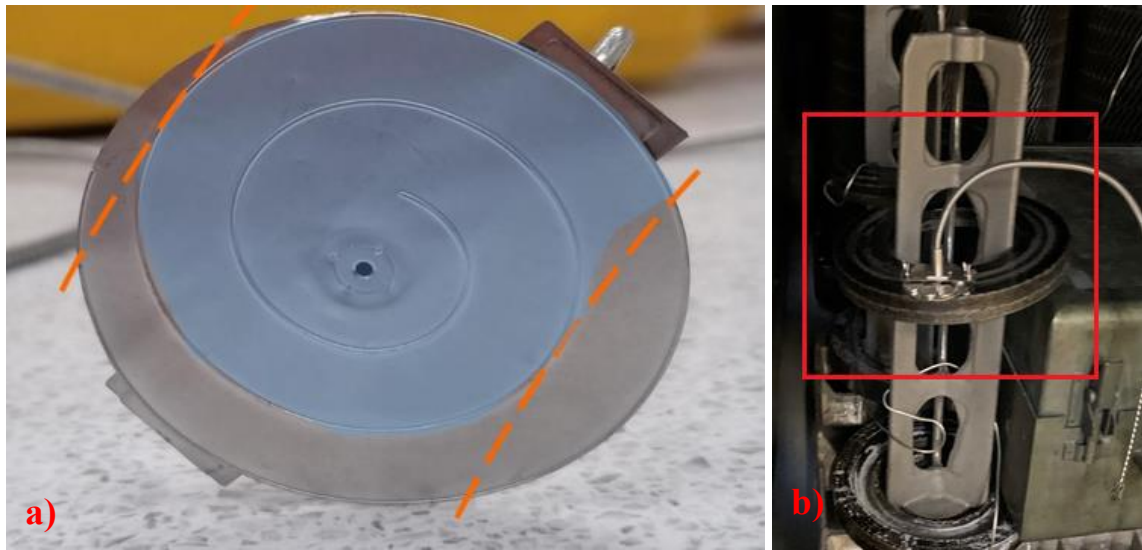


Figura 5.9. a) Vista inferior da sonda de captação de hidrogénio difusível, b) Sonda acoplada à coroa modificada.

Todas as leituras do fluxo de hidrogénio foram registadas manualmente devido a problemas na transferência de informação entre a sonda e o computador. O tempo de resposta do detetor foi de aproximadamente 90 segundos. No ambiente em que foram realizados os ensaios, a concentração de hidrogénio indicada pelo sensor foi relativamente baixa, resultando num valor residual de hidrogénio considerado desprezável tendo em consideração a resolução do equipamento de medida.

6. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos nos diversos ensaios realizados. É de salientar que foram efetuados dois tipos de ensaios muito distintos. Um diretamente relacionado com a otimização dos procedimentos de soldadura, e outro, com o objetivo de medir o fluxo de hidrogénio difusível no aço antes de este ser soldado.

6.1. Otimização do recobrimento

6.1.1. Análise visual

6.1.1.1. Amostras soldadas a 180°

Na Figura 6.1 é possível visualizar que a amostra do ensaio 0 apresenta uma elevada quantidade de material de adição depositado no início do cordão. Este resultado faz sentido, uma vez que o início da alimentação do fio deu-se ao mesmo tempo do feixe laser e o fim da alimentação a 50% da potência do laser, o que se traduziu no maior intervalo de tempo em que o metal de adição foi depositado, de todas as combinações de parâmetros ensaiadas.

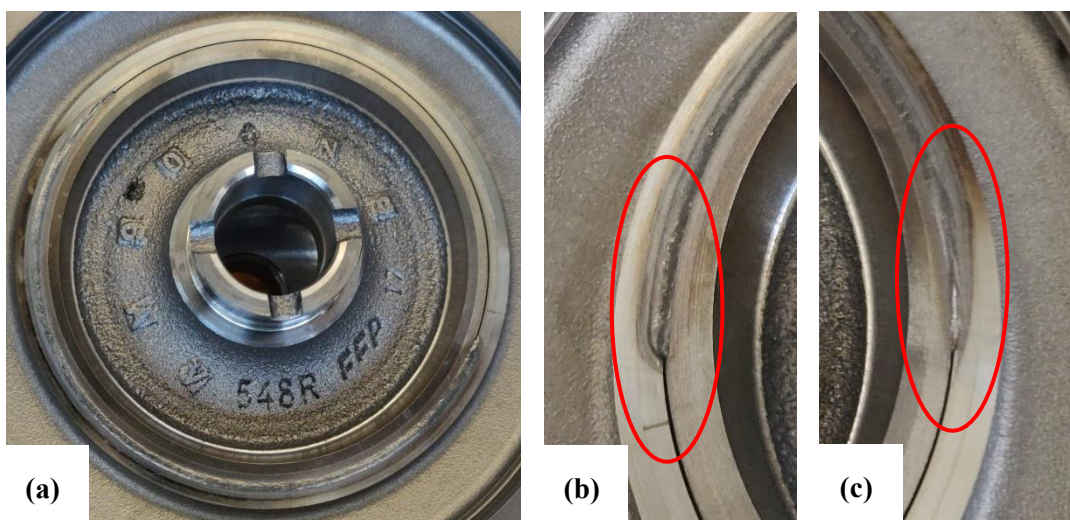


Figura 6.1. Amostra do ensaio 0: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.

Na Figura 6.2 encontram-se os resultados da amostra 1, que apresenta um início de cordão semelhante à amostra 0, uma vez que a parametrização de início de alimentação é

a mesma, variando apenas o aspeto do fim do cordão, sendo possível observar uma maior distância atingida pelo laser na ausência de metal de adição, quando comparada com a amostra 0. Este resultado é explicado pelo facto do fim da alimentação ocorrer imediatamente no início da rampa descendente da curva de potência, ou seja, a 100% da potência máxima do laser.

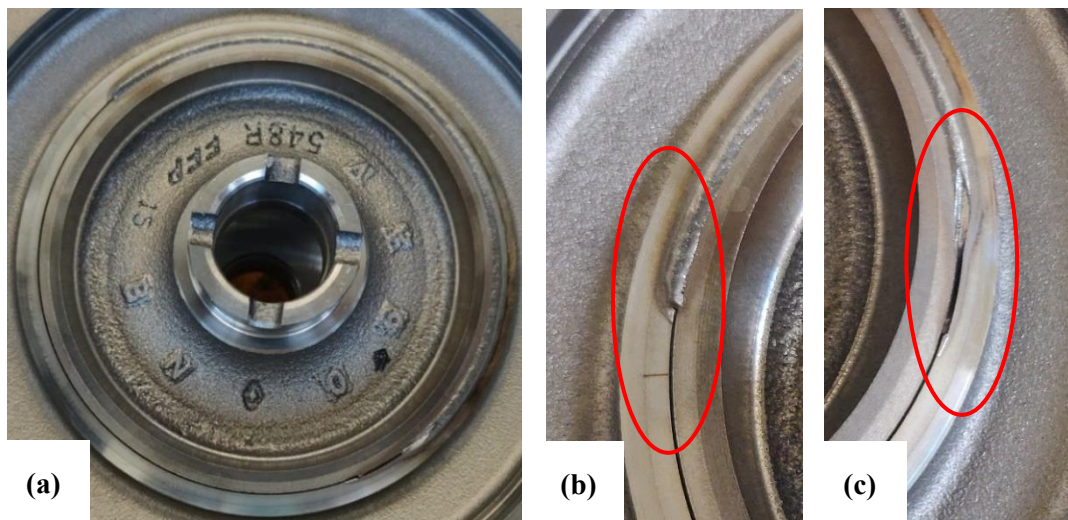


Figura 6.2. Amostra do ensaio 1: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.

Relativamente à amostra 2, apresentada na Figura 6.3, é visível que o laser atingiu a peça antes do início da alimentação do fio, sendo isso explicado pelo facto da parametrização fixar o início da alimentação quando se atinge 50% da potência máxima do ciclo de soldadura. Quanto ao final do cordão, o aspeto visual é em tudo semelhante ao observado na amostra do ensaio 1.

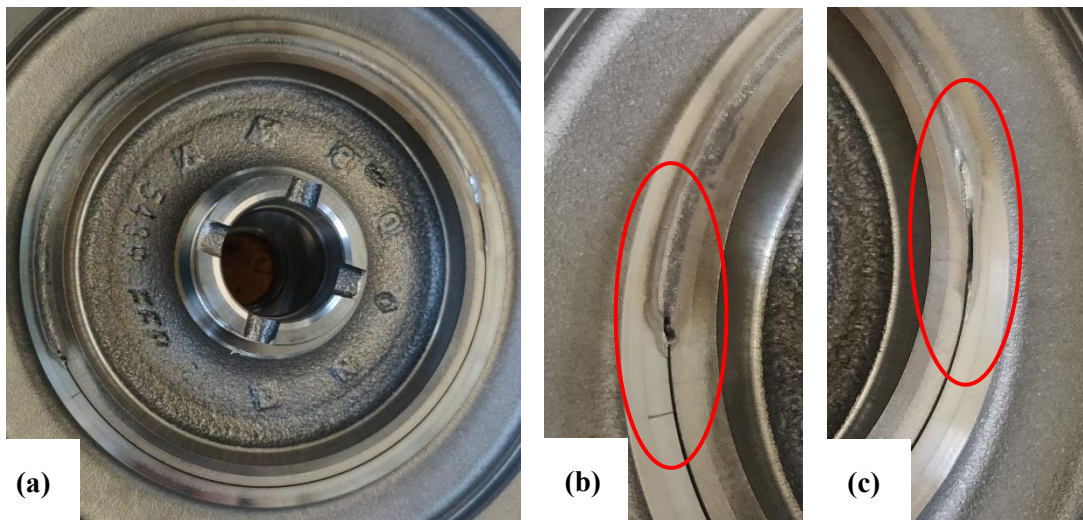


Figura 6.3. Amostra do ensaio 2: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.

As amostras 3, 4 e 5 podem ser observadas, respectivamente, na Figura 6.4, Figura 6.5 e Figura 6.6. Estas apresentam resultados muito semelhantes quando comparados com as amostras 0, 1 e 2, respectivamente. A parametrização utilizada foi praticamente a mesma, com a exceção do *delay* que foi alterado para 35ms. Relativamente à combinação de parâmetros dos ensaios 3, 4 e 5, verificou-se que o parâmetro do *delay* não foi relevante, na medida em que os resultados obtidos não apresentaram grande diferença relativamente aos ensaios em que o parâmetro do *delay* foi nulo. Tendo em conta que este parâmetro poderia influenciar o início da alimentação do fio, talvez o valor de 35ms tenha sido demasiado baixo.

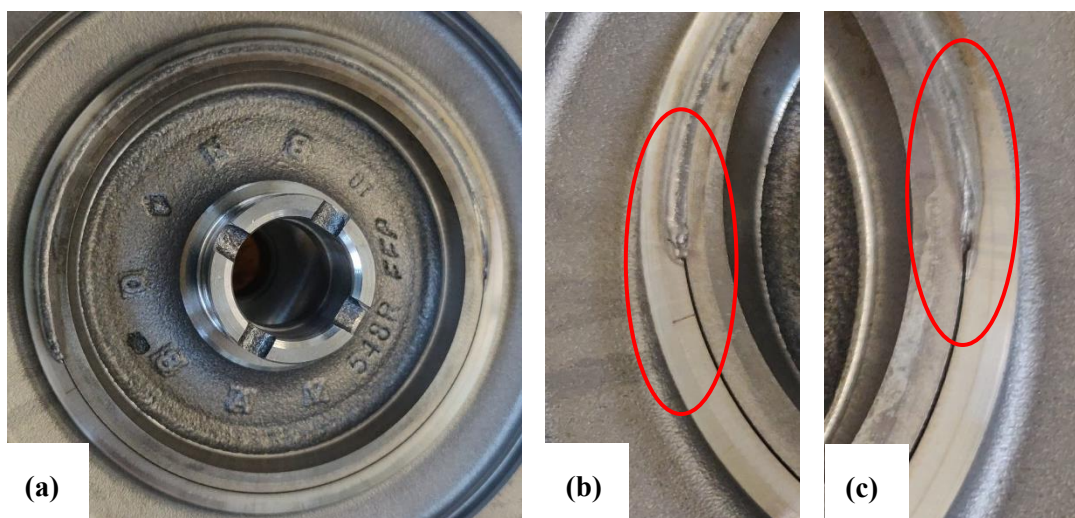


Figura 6.4. Amostra do ensaio 3: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.

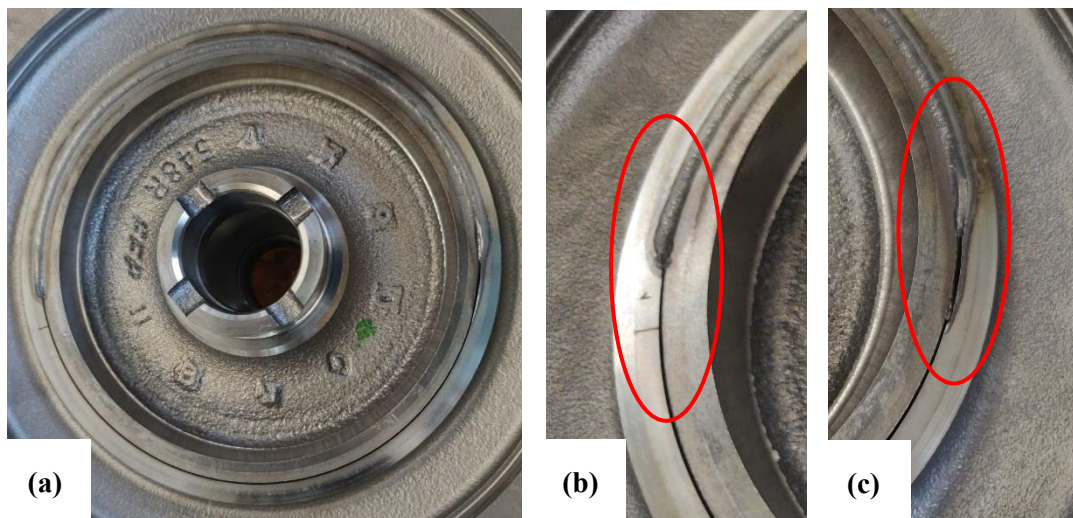


Figura 6.5. Amostra do ensaio 4: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.

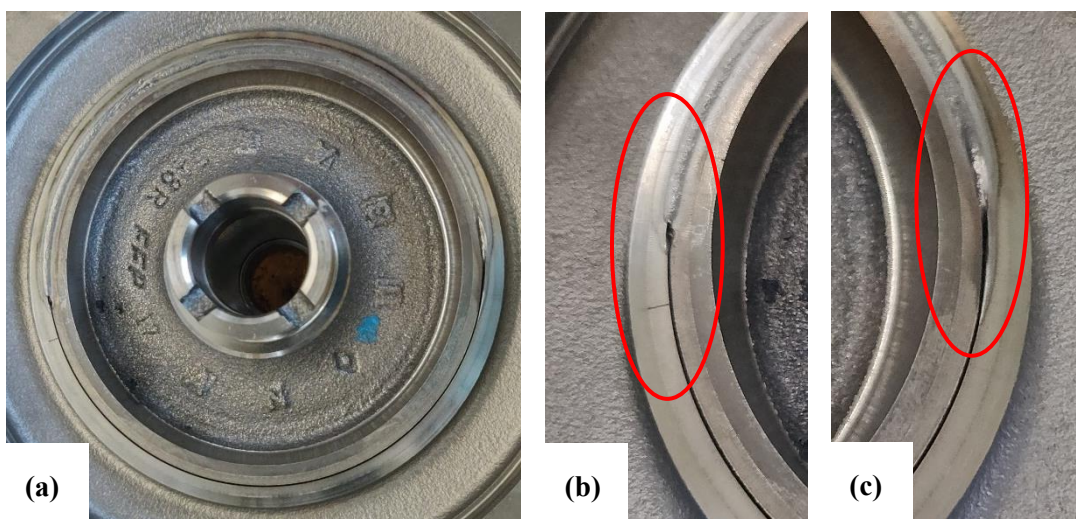


Figura 6.6. Amostra do ensaio 5: (a) Cordão soldado a 180°; (b) Início da alimentação; (c) Fim da alimentação do fio.

6.1.1.2. Amostras soldadas a 360°

Tendo em conta os resultados obtidos com a soldadura das amostras a 180°, em que o objetivo era analisar como é que os parâmetros alterados modificavam o início e o final do cordão, prosseguiu-se o estudo com a soldadura a 360° das amostras dos ensaios 1, 3 e 5. Estes ensaios foram os seleccionados devido ao facto do parâmetro *delay* não ter demonstrado ter grande impacto no aspeto visual do cordão de soldadura. Sendo assim, optou-se por escolher as 3 hipóteses com menos material depositado no início do cordão.

Na Figura 6.7 apresenta-se a amostra do ensaio 1 soldada nos 360°. Em termos gerais, o cordão não apresenta qualquer defeito visual. No recobrimento em particular, a quantidade de material depositado é baixa, o que é condizente com o facto da alimentação do fio ser interrompida a 100% da potência do laser.



Figura 6.7. Amostra do ensaio 1 soldada a 360°: (a) Cordão de soldadura; (b) Zona do recobrimento.

Na Figura 6.8 é possível observar o resultado obtido com a soldadura da amostra com o conjunto de parâmetros do ensaio 3. Relativamente à qualidade da soldadura, é visível um defeito visual na zona do recobrimento. O defeito identificado parece ser uma descontinuidade do material de adição.



Figura 6.8. Amostra do ensaio 3 soldada a 360°: (a) Cordão de soldadura; (b) Zona do recobrimento.

Na Figura 6.9 encontram-se apresentados os resultados do cordão da amostra do ensaio 5. Em termos visuais, é possível observar a presença de uma projecção na zona

adjacente ao cordão de soldadura, no entanto, esta surge fora da zona do recobrimento. Relativamente ao recobrimento, este não apresenta qualquer defeito visual, e é praticamente impercetível.



Figura 6.9. Amostra do ensaio 5 soldada a 360°: (a) Cordão de soldadura; (b) Zona do recobrimento.

6.1.2. Controlo ultrassons

Neste subcapítulo são apresentados os resultados obtidos nos diversos ensaios realizados.

6.1.2.1. Lote de 120 amostras

O lote de 120 peças foi controlado a T0, T2 e T5. Na Figura 6.10 encontra-se representada graficamente a evolução do perímetro soldado para todas as peças. Através do gráfico, conclui-se que todas as peças soldadas foram classificadas, a T0, como conformes, ou seja, tiveram percentagens iguais ou superiores a 90%. Salienta-se ainda o facto de praticamente todas as peças terem percentagens superiores a 95%. O limite de conformidade situa-se nos 90%, ou seja, todas as peças que apresentem perímetro soldado igual ou superior a este valor são consideradas conformes (OK). Por outro lado, as peças cujo perímetro seja inferior a 90%, são identificadas como não conformes (NOK). O valor para o qual foi estabelecido o limite de conformidade surgiu na sequência de vários ensaios mecânicos que não foram objeto de estudo neste trabalho.

A principal conclusão retirada da Figura 6.10 é a percentagem inferior a 90% medida em 3 peças (23, 64 e 94) no controlo a T5. A amostra 23 comporta-se de forma distinta das outras duas, uma vez que tem uma redução gradual, isto é, no controlo feito após dois dias já se notava um indício de fissuração, com uma redução de cerca de 10%, que foi

confirmada no controlo após cinco dias. Relativamente às outras duas amostras, 64 e 94, sofreram a redução de percentagem nos primeiros dois dias, uma vez que os resultados obtidos a T2 e a T5 foram semelhantes. É importante referir que estas duas amostras possivelmente também tiveram uma diminuição gradual da percentagem, porém, essa redução deverá ter sido mais rápida do que a verificada na amostra 23, explicada possivelmente por diferentes estados de tensão nas peças, resultantes da operação de prensagem efetuada antes da soldadura.

É de notar que, em algumas peças, a percentagem a T2 é superior a T0, o que fisicamente não faz o mínimo sentido. Este fenómeno é devido ao erro de leitura associado ao controlo ultrassons e à deteção, contabilização de defeitos e conversão em percentagem de soldadura.

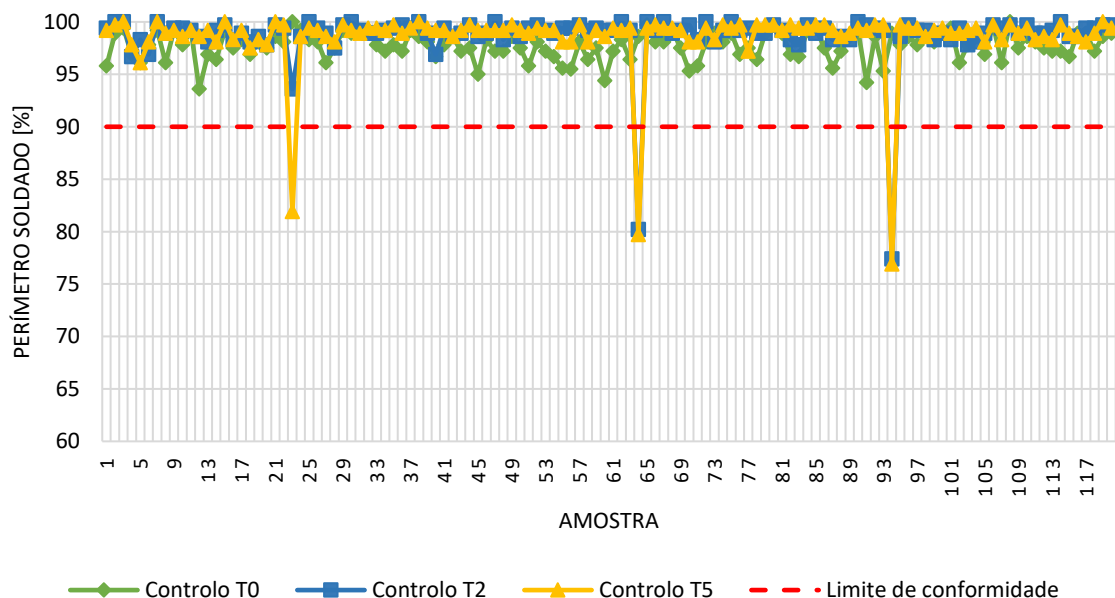
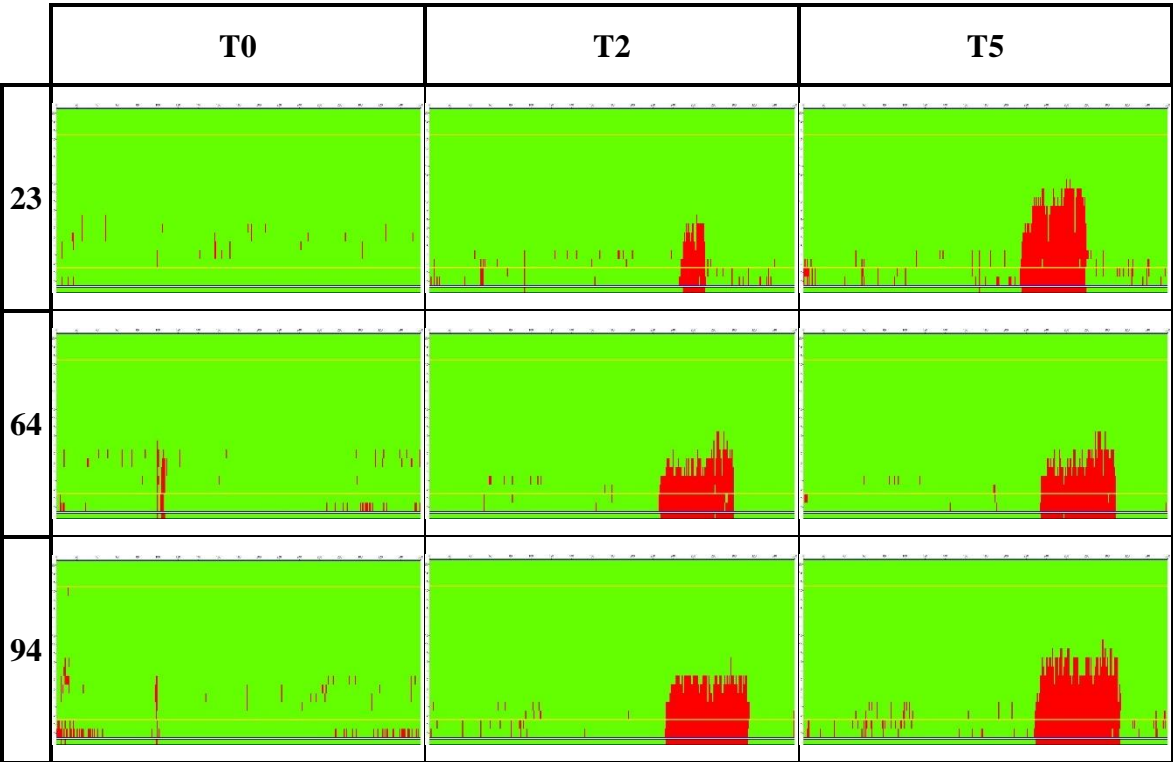


Figura 6.10. Evolução da percentagem de soldadura do lote de 120 peças controladas a T0, T2 e T5.

Posto isto, tudo indica que se está perante três peças com fissuras em diferido. As Cartografias US das amostras 23, 64 e 94 encontram-se apresentadas na Tabela 6.1. Na cartografia T0 da amostra 23, observa-se a presença de pequenos defeitos no cordão, que podem ser poros ou inclusões, no entanto, o recobrimento é impercetível. Nos controlos T2 e T5, confirma-se a fissura com carácter diferido. Por outro lado, nas cartografias das amostras 64 e 94, o recobrimento é visível no controlo a T0, através de uma fissura a quente tipicamente vertical. Nos restantes controlos, também se confirma a presença das fissuras, com a certeza de que estas partiram da zona do recobrimento.

Tabela 6.1. Cartografias do controlo US a T0, T2 e T5 das amostras com fissuras em diferido.



6.1.3. Macrografias

6.1.3.1. Amostras soldadas a 360°

A penetração do cordão e as suas dimensões estão diretamente relacionadas com os parâmetros de soldadura, que não foram objeto de estudo nem de qualquer alteração durante a realização deste trabalho. No entanto, convém salientar que a alimentação do fio também tem alguma influência na geometria do cordão, tanto na deposição de material na superfície do cordão como na raiz do cordão.

Na macrografia da amostra do ensaio 1, que se apresenta na Figura 6.11, pode observar-se o excesso de metal de adição depositado à superfície do cordão na zona do recobrimento, quando comparado com o corte a 180°. O início prematuro da alimentação do fio poderá estar na base desta acumulação. Por outro lado, na raiz do cordão, é visível uma configuração fora do comum, uma vez que se obtém a plena penetração do cordão, mas a distribuição do metal de adição na raiz do cordão não é uniforme. A variação geométrica nessa zona é altamente desaconselhada devido à sensibilidade ao entalhe e à concentração de tensões que é justamente máxima, na raiz do cordão de soldadura.

Uma possível causa para a distribuição não uniforme do metal de adição na raiz do cordão é o início da alimentação do fio em simultâneo com a potência laser. Como foi abordado anteriormente, o laser tem um comportamento de *Ramp Up*, pelo que são necessários alguns graus de rotação da peça para que seja atingida a potência máxima. Ao introduzir o fio quando o laser ainda não atingiu potência suficiente para poder aquecer a peça e criar o *Keyhole*, existe a possibilidade de serem criadas descontinuidades na zona do recobrimento.

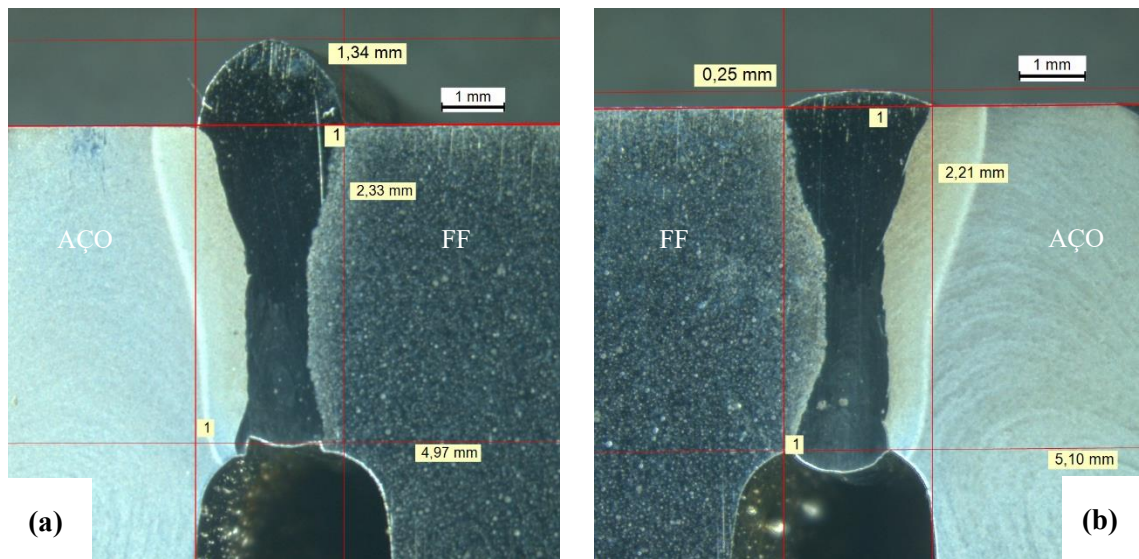


Figura 6.11. Macrografias da amostra do ensaio 1: a 0°, zona do recobrimento (a), e a 180°, zona oposta ao recobrimento (b).

Na Figura 6.12 está apresentada a macrografia da amostra do ensaio 3. Visualmente, é possível avaliar o cordão na condição de ausência de poros ou de qualquer fissura, características comuns a todos os 3 ensaios. Relativamente à análise da zona do recobrimento, vemos uma menor quantidade de metal de adição depositado na superfície do cordão. Quanto à sua raiz, a distribuição da zona fundida é mais uniforme quando comparada com os resultados obtidos no ensaio 1.

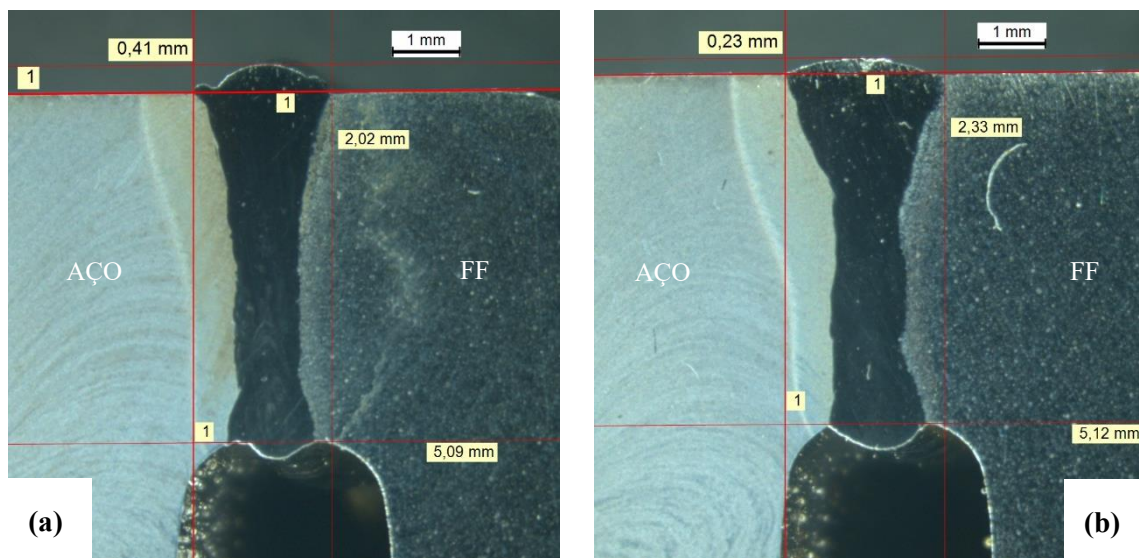


Figura 6.12. Macrografias da amostra do ensaio 3: a 0°, zona do recobrimento (a), e a 180°, zona oposta ao recobrimento (b).

Relativamente ao ensaio 5, os resultados macrográficos estão apresentados na Figura 6.13. Das macrografias obtidas dos 3 ensaios efetuados, este é o ensaio que demonstra resultados mais positivos de uma forma global. A deposição de metal de adição à superfície é uma solução intermédia entre os 3 ensaios. Além disso, a forma do cordão é relativamente simétrica em relação ao plano de junta. Na raiz do cordão, é o ensaio que apresenta melhores resultados, na medida em que a distribuição do material é muito uniforme.

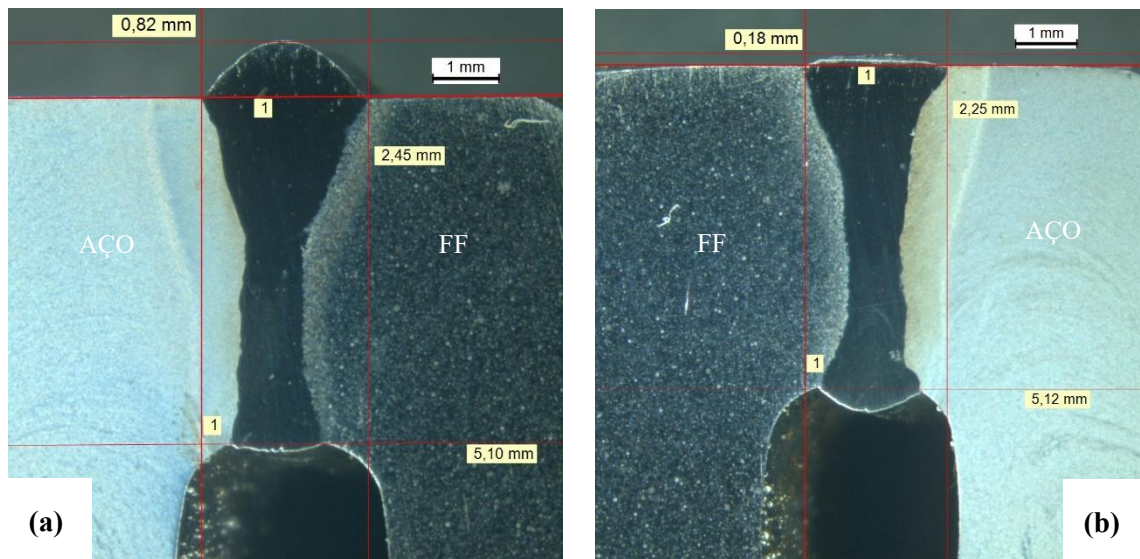


Figura 6.13. Macrografias da amostra do ensaio 5: a 0°, zona do recobrimento (a), e a 180°, zona oposta ao recobrimento (b).

6.1.3.2. Lote 120 amostras

Como referido na secção 6.1.2.1, houve 3 peças que apresentaram cartografias típicas de fissuras. Posto isto, procedeu-se ao corte de uma das amostras para ilustrar e analisar a fissura detetada na inspeção não destrutiva. Na Figura 6.14 é possível observar o defeito que foi detetado no controlo US.

A fissura inicia-se na raiz do cordão de soldadura, junto à câmara de escape de gases, e não atinge a superfície do cordão. A propagação deu-se até sensivelmente metade da profundidade do cordão. O ponto de início é precisamente na interface da ZTA e MB, no entanto, a propagação ocorre ao longo da ZTA. Apesar da fragilidade inerente do ferro fundido, a fissura encontrada aparece na ZTA do lado do aço carbonitrurado.

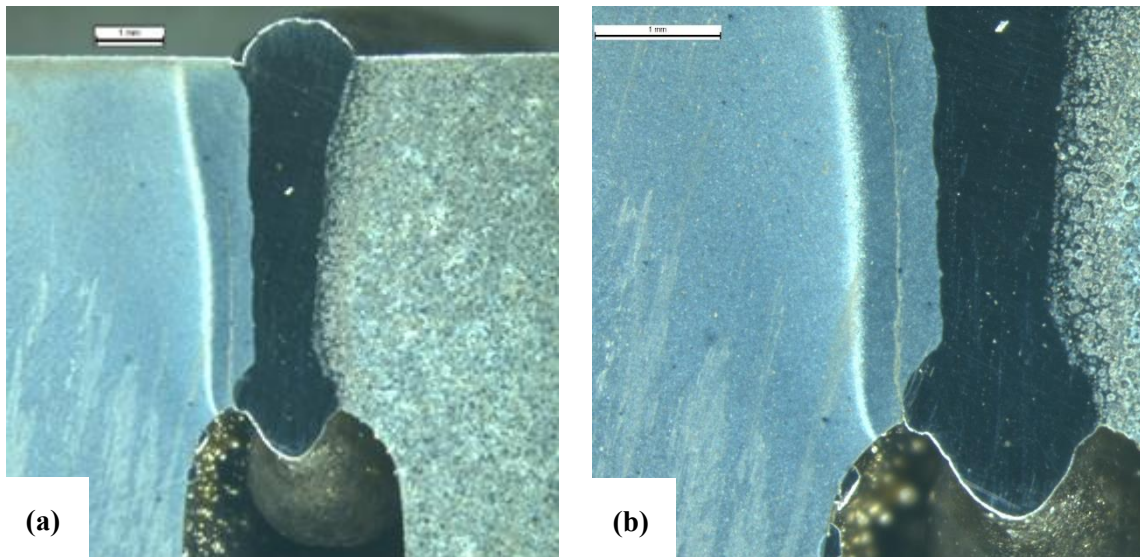


Figura 6.14. Macrografias da amostra 94 selecionada com fissura em diferido: (a) Fissura visível na zona do recobrimento; (b) Detalhe da zona de iniciação da fissura em diferido.

6.2. Fluxo de hidrogénio

A Figura 6.15 mostra o fluxo de hidrogénio medido ao longo do tempo para as amostras A e B.

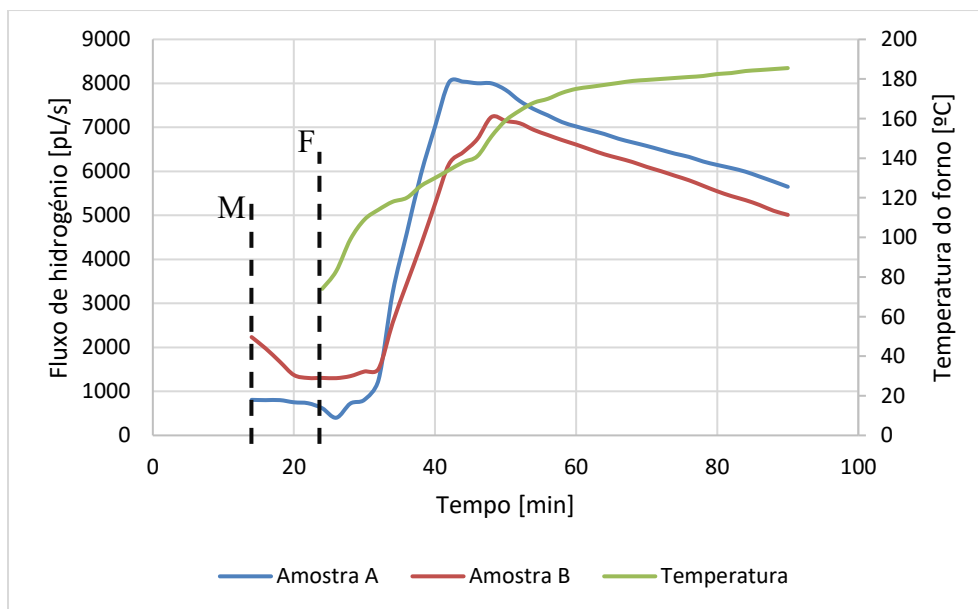


Figura 6.15. Variação do fluxo de hidrogénio ao longo do tempo com a evolução da temperatura no interior do forno durante o revenido.

Os resultados obtidos são semelhantes para ambas as amostras. Antes do revenido, as amostras foram removidas da máquina de lavar do forno de carbonitruração e

apresentavam uma temperatura de cerca de 100 °C. O instante em que as peças foram removidas da máquina de lavar está identificado na Figura 6.15 com a letra M. Devido a uma rápida diminuição da temperatura, como seria de esperar, o fluxo medido nas amostras teve uma redução nos instantes seguintes. As amostras foram colocadas no forno de revenido ao fim de aproximadamente 25 minutos (F). Com a colocação das amostras no forno de revenido, o fluxo de hidrogénio aumenta ao longo do tempo. É possível ainda observar a evolução da temperatura do forno ao longo do ensaio. A temperatura de revenido de 190°C é atingida apenas ao fim de cerca de 60 min após a colocação das coroas no interior do forno. Contudo, verifica-se que o fluxo máximo de hidrogénio é atingido ao fim de, sensivelmente, 30 min.

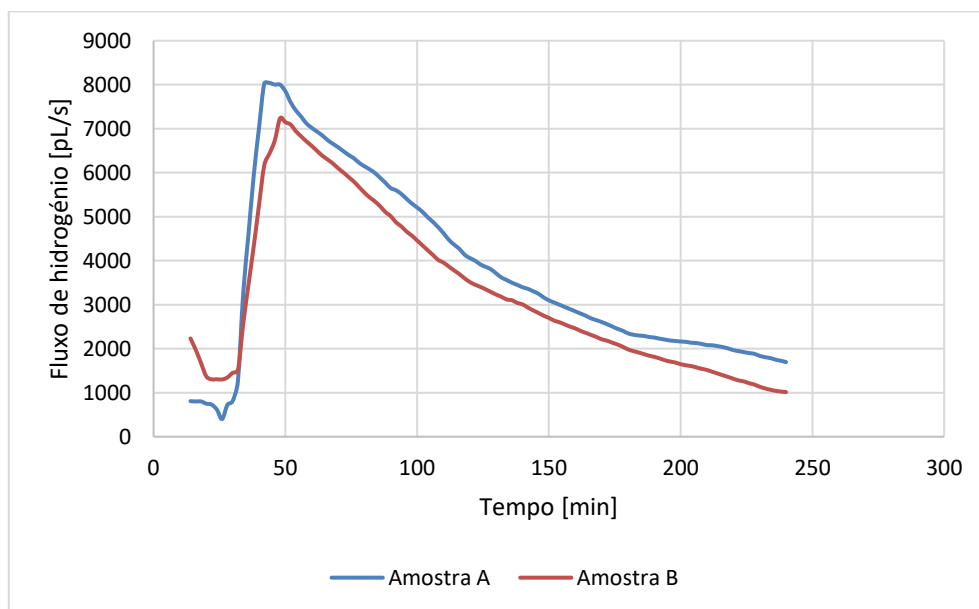


Figura 6.16. Variação do fluxo de hidrogénio ao longo do tempo no interior do forno durante o revenido.

Durante o ensaio, como ilustra a Figura 6.16, observou-se que mesmo após 3h de revenido, o fluxo de hidrogénio difusível medido em ambas as amostras foi superior a 1000pL/s e, por isso, suscetível a provocar problemas no processo de soldadura. O revenido em si é claramente insuficiente para remover todo o hidrogénio durante as 3h, mas fá-lo substancialmente. É possível observar que, para as amostras A e B, após ter sido atingido o pico de fluxo máximo, este vai diminuindo ao longo do tempo com a tendência a aproximar-se de 0pL/s.

7. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

O estudo realizado incidiu no fenómeno de fissuração em diferido de juntas de materiais dissimilares. A zona do recobrimento foi considerada uma zona crítica e mais propensa ao aparecimento de defeitos. Para avaliar a suscetibilidade à fissuração foram realizados ensaios com o objetivo de otimizar a zona do recobrimento, testando várias parametrizações do sistema de alimentação do fio. Foi feita também uma análise do fluxo de hidrogénio no aço, antes de este ser soldado.

Após a análise de todos os resultados obtidos, as conclusões que se podem retirar com a realização deste trabalho são as seguintes:

- I. As parametrizações que iniciam a alimentação do fio a 50% apresentaram melhores resultados em termos visuais. No entanto, a combinação de parâmetros selecionada para prosseguir o estudo com a soldadura de um lote de 120 peças, apresentou 3 peças com fissuras em diferido;
- II. As fissuras surgem na zona do recobrimento, identificada como zona crítica e suscetível a defeitos;
- III. Apesar da fragilidade inerente do ferro fundido, as fissuras aparecem na ZTA do lado da coroa (aço) e são parciais, ou seja, não atingiram a superfície;
- IV. As coroas absorvem grandes quantidades de hidrogénio durante o processo de carbonitruração. O hidrogénio absorvido representa um grande risco para a soldadura se não for removido durante o revenido. O revenido de 3h, definido ao dia de hoje, não é suficiente para remover todo o hidrogénio absorvido pelo aço;
- V. Após tratamento térmico, as coroas são sujeitas a uma operação de torneamento duro que pode introduzir tensões favoráveis à fissuração a frio e aumentar a probabilidade de as fissuras surgirem no aço;

- VI. Aumentar a duração do revenido de 3h para 5h aparenta ser suficiente para remover o hidrogénio difusível para níveis que não provocam fissuras em diferido.

Sugestões para trabalhos futuros

- I. Formular uma nova parametrização com o início da alimentação do fio mais tardia também poderá ser uma boa proposta, para tentar avaliar se o calor que chega à peça antes de chegar o fio é prejudicial ou não à fissuração a frio. Um aquecimento da junta, antes de ser adicionado o metal de adição pode criar condições a um recobrimento mais homogéneo ou pode, por outro lado, fragilizar essa zona;
- II. Avaliar o teor de hidrogénio na soldadura;
- III. Realizar um ensaio com pré aquecimento para verificar a sua influência no fenómeno de fissuração a frio.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] J. Yu, T. Jung, S. Kim, and S. Rhee, “Laser welding of cast iron and carburized steel for differential gear †,” *J. Mech. Sci. Technol.*, vol. 25, no. 11, pp. 2887–2893, 2011, doi: 10.1007/s12206-011-0809-x.
- [2] S. Dahotre, N. B., & Harimkar, *Laser Fabrication and Machining of Materials*. Springer Science & Business Media, 2008.
- [3] H. M. Ribau, “Soldadura laser pulsado Nd : YAG entre metais dissimilares,” Universidade de Aveiro, 2017.
- [4] Trumpf, “Deep penetration welding.” .
- [5] K. Weman, *Welding Processes Handbook: Second Edition*. 2011.
- [6] S. (Ed. . Katayama, *Handbook of laser welding technologies*. Elsevier, 2013.
- [7] A. J. R. Loureiro, “Soldadura de aços dissimilares,” *Metálica*, pp. 32–35, 2019.
- [8] W. H. Kearns, “Diffusion Welding and Brazing,” *Weld. Handb.*, pp. 311–335, 1980, doi: 10.1007/978-1-349-04961-5_10.
- [9] W. Huang, S. Chen, J. Xiao, X. Jiang, and Y. Jia, “Investigation of filler wire melting and transfer behaviors in laser welding with filler wire,” *Opt. Laser Technol.*, vol. 134, p. 106589, Feb. 2021, doi: 10.1016/J.OPTLASTEC.2020.106589.
- [10] B. Ribic, T. A. Palmer, and T. DebRoy, “Problems and issues in laser-arc hybrid welding,” *Int. Mater. Rev.*, vol. 54, no. 4, pp. 223–244, 2009, doi: 10.1179/174328009X411163.
- [11] J. N. Siddall, “Welding, Brazing, and Soldering,” *Mech. Des.*, 2019, doi: 10.3138/9781487579890-121.
- [12] M. Pouranvari, “On the weldability of grey cast iron using nickel based filler metal,” *Mater. Des.*, vol. 31, no. 7, pp. 3253–3258, Aug. 2010, doi: 10.1016/j.matdes.2010.02.034.
- [13] J. Ion, *Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application*. Elsevier, 2005.
- [14] M. Pascual, J. Cembrero, F. Salas, and M. P. Martínez, “Analysis of the weldability

- of ductile iron,” *Mater. Lett.*, vol. 62, no. 8–9, pp. 1359–1362, Mar. 2008, doi: 10.1016/j.matlet.2007.08.070.
- [15] K. Easterling, *Introduction to the physical metallurgy of welding*. 1983.
- [16] Inspectioneering, “Asset Intelligence Report : A Primer on High Temperature Hydrogen Attack (HTHA),” no. July, pp. 1–4, 2014.
- [17] C. Bonnet, “Le Soudage Métallurgie et Produits,” 2001.
- [18] C. G. Mattioli, “Fissuração pelo Hidrogênio em um Aço API 5L X70 Soldado com Eletrodos Celulósicos de Diferentes Níveis de Resistência,” *Soldag. Inspeção*, vol. 23, no. 1, pp. 113–125, 2018, doi: 10.1590/0104-9224/si2301.11.
- [19] W. S. Kyte and B. Chew, “Postweld Heat Treatment for Hydrogen Removal.,” *Weld J (Miami Fla)*, vol. 58, no. 2, pp. 54–58, 1979.
- [20] M. Khodahami, “Hydrogen uptake during Carburizing and Effusion of Hydrogen at Room Temperature and during Tempering,” p. 56, 2013.
- [21] H.W. Walton, “Ubiquitous Hydrogen Hydrogen Induced Failures - Practical,” pp. 558–564, 2000, doi: 10.1361/cp1999h.

APÊNDICE A – CONTROLO ULTRASSONS

Os resultados da inspeção por ultrassons são apresentados em forma de cartografia, ou seja, para cada controlo efetuado é emitida uma imagem que resulta da conversão dos sinais recebidos pela sonda de ultrassons. De modo a facilitar a visualização, as cartografias são apresentadas num sistema binário de *pixéis*, em que a cor verde significa que os ultrassons não detetaram qualquer ausência de material e a cor vermelha representa descontinuidades no cordão e os defeitos de soldadura.

Na Figura 1 e na Figura 2 são apresentadas duas cartografias de duas peças distintas: uma delas não apresenta qualquer defeito, ao contrário da outra, que revela uma descontinuidade concentrada e de elevada dimensão.

A interpretação da cartografia é feita da seguinte forma:

- O eixo vertical encontra-se subdividido em 20 linhas que correspondem aos 20 captosres que a sonda US possui. A distância representada pelas 20 linhas equivale aos 5mm de profundidade de soldadura, ou seja, cada captor corresponde a 0.25mm da profundidade total do cordão.
- O eixo horizontal está numerado de 0° a 360°, subdivisão em 359 colunas, e representa a posição da peça, uma vez que a inspeção é efetuada com a peça em movimento de rotação.

Cálculo da percentagem de soldadura:

Uma coluna é considerada não conforme, NOK, se nessa mesma coluna, existam 4 ou mais linhas não conformes, ou seja, com pixel vermelho. Desta forma, a percentagem de soldadura é dada por:

$$\text{Perimetro soldadura [\%]} = \frac{n^{\circ} \text{ colunas OK}}{359} \times 100$$



Figura 1. Cartografia típica de uma peça conforme, com ausência de defeitos.

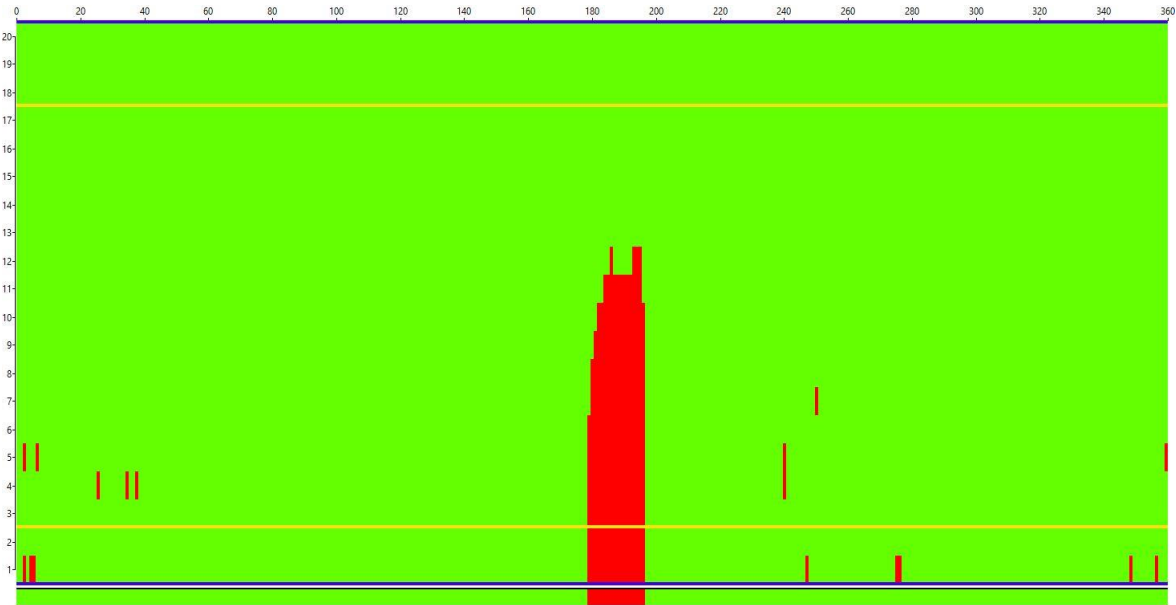


Figura 2. Cartografia típica de uma peça que revela um defeito de soldadura.