

Estudo do Tratamento Térmico de Juntas Soldadas em Aço X10CrMoVNb9-1

Adriano Miguel Couto da Rocha



Orientador FEUP: Professora Doutora Laura Maria Melo Ribeiro
Orientador Empresa: Mestre Fábio André dos Santos Ribeiro - *Traterme - Tratamentos térmicos Lda.*

**Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica
e de Materiais**

Porto, outubro de 2012

CANDIDATO Adriano Miguel Couto da Rocha	Código 080508043
Título Estudo do Tratamento Térmico de Juntas soldadas em Aço X10CrMoVNb 9-1	
Data 22 de Outubro de 2012	
Local Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F103 - 11:00 h	

JÚRI	Presidente Professora Doutora Filomena Maria da Conceição Viana	DEMM/FEUP
	Arguente Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro	DEM/FCTUC
	Orientadora Professora Doutora Laura Maria Melo Ribeiro	DEMM/FEUP

Agradecimentos

Gostaria de expressar palavras de agradecimento e profundo reconhecimento às várias pessoas que colaboraram e contribuíram de forma direta ou indireta para a realização desta dissertação de mestrado que representa o culminar de um longo percurso, que, por mais individual que seja só foi possível graças a elas:

Aos meus pais por todos os sacrifícios, esforços e dedicação em proporcionar-me as melhores condições para chegar até aqui. Nunca conseguirei agradecer o suficiente todo o apoio, incentivo e amor.

À minha namorada Patrícia pela paciência, compreensão e ajuda que demonstrou ao longo destes meses de trabalho, mas acima de tudo por todo o carinho, afeto e sorrisos que me deram força nos momentos de vacilo.

À Professora Doutora Laura Ribeiro, minha orientadora, pela aceitação desta tarefa, pela total disponibilidade sempre demonstrada, assim como, pela ajuda, sugestões, críticas e correções para o melhor desenvolvimento deste trabalho.

Ao Engenheiro Fábio e à *Traterme -Tratamentos Térmicos Lda.*, pela proposta do tema e objetivos desta dissertação, pelos recursos cedidos, pelos valiosos conhecimentos e esclarecimentos e a permanente disponibilidade. Pela mesma ocasião queria agradecer aos seus dois técnicos Luís Mota e Nuno Silveira que me acompanharam e desenvolveram um trabalho exemplar.

Aos Engenheiros José Andrade e Nelson Pinto e à *Turbogás e Portugen Energia*, que se disponibilizaram em apoiar este trabalho e que estiveram sempre disponíveis e preocupados em ajudar. Aproveito para agradecer igualmente a todo o pessoal do armazém pelo trabalho, disponibilidade e bom ambiente que proporcionaram durante estes meses, que me auxiliaram para que eu me sentisse integrado, em especial ao Sr. Carlos que me tratou como um filho e ao Daniel e Joel pelo companheirismo e bom humor. E por fim ao soldador António Pacheco, pelo seu incrível talento na arte da soldadura e por todos os momentos de humor.

Ao Engenheiro Pedro Lacerda da *Ferespe* pela disponibilidade na maquinaria dos inúmeros provetes de ensaio de impacto.

Ao Engenheiro Fernando Barbosa do *CINFU* e aos técnicos Manuel Alberto e Paulino na ajuda para a realização dos ensaios mecânicos.

A todos os meus colegas e amigos pela entreajuda, desabafos, apoio e convívio, em especial ao Rui e ao Carlos. E por fim ao meu amigo cabila Lyes pela ajuda na área da soldadura e ao Matthieu pelo apoio à distância. Um obrigado a todos...

(Página intencionalmente deixada em branco)

Resumo

Este trabalho foi realizado em parceria com a empresa *Traterme - Tratamentos térmicos Lda.*, a *Turbogás* e *Portugen Energia* e focou-se no tratamento térmico de juntas soldadas. A importância do tratamento térmico advém do próprio processo de soldadura que, em si, pode não garantir o desempenho exigido ao componente. Estando o tratamento térmico interligado ao processo de soldadura do aço X10CrMoVNb9-1 (P91), este estudo visou, numa primeira parte, analisar a influência de duas temperaturas de pré-aquecimento (T_p) nas propriedades mecânicas do aço P91. Uma das temperaturas (200 °C) foi selecionada com base em normas (ASME B31.1 e EN 12952-5), a outra, foi estabelecida entre o início (M_s) e o fim (M_f) da transformação martensítica (350 °C). Realizaram-se duas soldaduras topo-a-topo (na posição orbital) com as temperaturas de pré-aquecimento referidas e com o mesmo tratamento térmico após soldadura (PWHT - 760 °C durante 1 h). Na segunda parte do estudo analisou-se a evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas em função do número de ciclos de PWHT visando determinar o limite máximo de ciclos a este aço que provocassem propriedades fora do especificado.

Os resultados da primeira parte do estudo demonstraram que a soldadura com uma T_p de 200 °C apresentou propriedades mecânicas ligeiramente melhores do que a soldadura a 350 °C. Nessa última soldadura também se verificou a presença de austenite residual no cordão. Os resultados da segunda parte permitiram concluir que as propriedades mecânicas do aço P91 sofrem uma alteração pouco significativa com aumento do número de PWHT.

Palavras-chave: aço X10CrMoVNb9-1, aço P91, junta soldada, temperatura de pré-aquecimento, tratamento térmico após soldadura, microestrutura.

(Página intencionalmente deixada em branco)

Abstract

This work focuses on the heat treatment of welded joints and was developed in a partnership with the companies *Traterme - Tratamentos térmicos Lda*, and *Turbogás e Portugen Energia*. The importance of the heat treatment is due to the welding process, which may not result in a good performance of the component. Concerning the relationship between the heat treatment and the welding process of the X10CrMoVNb9-1 steel (P91), this study, firstly, analyzes the influence of two different pre-heating temperatures (T_p) on the mechanical properties of the P91 steel. One of those temperatures (200°C) was selected based on standards (ASME B31.1 and EN 12952-5), the other one, was established between the initial (M_s) and final (M_f) temperatures of the martensitic transformation (350°C). There were two but welds performed (orbital position) with those two mentioned temperatures of pre-heats with the same postweld heat treatment (760°C for 1 h).

In the second part of this study it was analyzed the evolution of the microstructure and of the mechanical properties in a number of cycles of PWHT to determine the maximum number of cycles for this steel to promote properties that do not fulfill the standard requirements.

The results from the first part have shown that the welded joint obtained from a 200°C T_p presented slightly better mechanical properties than the 350°C welded joint. In this last weld it was also verified the presence of retained austenite in the bead weld. The results from the second part of this study lead to conclude that the mechanical properties of the P91 steel suffer a small modification with the increasing number of PWHT.

Keywords: X10CrMoVNb9-1 steel, P91 steel, welded joint, preheat temperature, postweld heat treatment, microstructure.

(Página intencionalmente deixada em branco)

Résumé

Ce travail a été soutenu par la *Traterme - Tratamento térmicos Lda., Turbogás* et par *Portugen Energia* et s'est centré sur le traitement thermique de joints soudés. L'importance du traitement thermique du propre procédé de soudure qui, par soi-même, peut ne pas garantir la performance exigée de la pièce. Étant le traitement thermique associé au procédé de soudure de l'acier X10CrMoVNb9-1 (P91) cette étude visait, dans un premier temps, analyser l'influence de deux températures de préchauffage (T_p) sur les propriétés mécaniques à température de l'acier P91. Une des températures (200 °C) a été choisie en se basant sur deux normes (ASME B31.1 et EN 12952-5), l'autre fut établie de forme entre le début (M_s) e fin (M_f) de la transformation martensitique. Ont été réalisé deux soudures bout-à-bout (position orbital) avec les températures de préchauffage déjà référenciées e avec le même traitement thermique après soudure (PWHT - 760 °C durant 1 h). Dans la deuxième partie de l'étude a été analysé l'évolution de la microstructure et, des propriétés mécaniques en fonction du nombre de cycles de PWHT visant déterminer le limite maximum de cycles pour cet acier qui provoqueraient des propriétés hors du spécifié.

Les résultats de la première partie de l'étude ont démontré que la soudure avec une T_p de 200°C a présenté des résultats meilleurs que la soudure à 350°C. Dans cette dernière, a été vérifiée la présence d'austenite résiduelle dans le cordon. Les résultats de la deuxième partie ont permis de conclure que les propriétés mécaniques de l'acier P91 souffrent une altération peu significative avec l'augmentation du nombre de PWHT.

Mots-clés: acier X10CrMoVNb9-1, acier P91, joint soudé, température de préchauffage, traitement thermique après soudure, microstructure.

(Página intencionalmente deixada em branco)

Índice

I - INTRODUÇÃO.....	1
I.1 - Contexto industrial.....	1
I.2 - O aço ligado ao cromo e ao molibdénio X10CrMoVNb9-1	2
I.2.1 - Características do aço	2
I.2.2 - Tratamentos térmicos de processamento	3
I.2.3 - Microestrutura	4
I.3 - A soldadura do aço P91	6
I.3.1 - Noções básicas de metalurgia da soldadura	6
I.3.1.1 - Macroestrutura da soldadura.....	6
I.3.1.2 - Entrega térmica.....	7
I.3.2 - Soldabilidade e cuidados associados.....	7
I.3.3 - Fissuração a frio induzida pelo hidrogénio.....	8
I.3.4 - Pré-aquecimento e controlo da temperatura entre passes	10
I.3.4.1 - Efeito combinado da Tp e da entrega térmica	11
I.3.5 - Pós-aquecimento	12
I.3.6 - Tratamento térmico após soldadura.....	12
I.3.7 - Fissuração no reaquecimento.....	13
I.3.8 - Microestrutura após soldadura	14
I.3.9 - A soldadura multi-passes	17
I.3.10 - Microsegregações	18
II - Trabalho experimental	19
II.1 - Procedimento geral	19
II.1.1 - Aço fornecido	19
II.1.2 - Procedimento de soldadura.....	21
II.1.2.1 - Plano de procedimento, controlo e inspeção de soldadura	22
II.2 - Procedimento da 1ª Soldadura	29
II.3 - Procedimento da 2ª Soldadura	30
II.3.1 - Resultado do ensaio dilatométrico	31
II.3.2 - Ciclo térmico da 2ª soldadura.....	32
II.4 - Procedimento da 3ª Soldadura	33
III - Apresentação e discussão de resultados	35
III.1 - Influência da temperatura de pré-aquecimento	35
III.1.1 - Análise de macroestrutura	35

III.1.2 - Análise da microestrutura	38
III.1.2.1 - Zona fundida	39
III.1.2.2 - Zona termicamente afetada	40
III.1.2.3 - Metal base	42
III.1.3 - Ensaio dilatométrico - Austenite residual	42
III.1.4 - Ensaio mecânico	43
III.1.4.1 - Ensaio de dureza	43
III.1.4.2 - Ensaio de impacto.....	45
III.1.4.3 - Ensaio de tração.....	47
III.2 - Tratamentos térmicos após soldadura	49
III.2.1 - Análise microestrutural:.....	49
III.2.2 - Ensaio mecânico	52
III.2.2.1 - Ensaio de dureza	52
III.2.2.2 - Ensaio de impacto.....	54
III.2.2.3 - Ensaio de tração.....	57
IV - Conclusão e perspectivas de trabalhos futuros.....	59
V - Referências bibliográficas.....	60

Lista de figuras e tabelas

Figura 1 - Temperaturas máximas de serviço de diferentes aços com base numa tensão de 100 MPa para rotura em 100 000 horas	3
Figura 2 - Comparação da espessura de tubagem em P91 e P22 para as mesmas condições de serviço	3
Figura 3 - Diagrama TAC do aço P91 - microestruturas e dureza em função da velocidade de arrefecimento	4
Figura 4 - Esquema representativo da microestrutura do aço P91	5
Figura 5 - Microestrutura em MEV do aço P91	5
Figura 6 - Zonas constituintes de uma junta em V após soldadura	7
Figura 7 - Solubilidade do Hidrogénio no ferro	9
Figura 8 - Influência da entrega térmica e da temperatura de pré-aquecimento na qualidade da soldadura de aços temperados e revenidos	11
Figura 9 - Fissura no reaquecimento de um aço Cr-Mo-V	14
Figura 10 - Esquema representativo das diferentes zonas do metal fundido até à zona termicamente afetada do metal base em aço P91	16
Figura 11 - Perfil de durezas ao longo da secção transversal à soldadura do aço P91 após PWHT (1 h a 745°C)	17
Figura 12 - Microestrutura de uma soldadura multi-passes	18
Figura 13 - Microestrutura martensítica revenida do aço P91 por microscopia ótica	19
Figura 14 - Posição de soldadura 5G ou PF adotada para o estudo segundo a norma ISO 6947	19
Figura 15 - Chanfro em Y, ISO 9692-1	20
Figura 16 - Ensaio por líquidos penetrantes (à direita: penetrante, à esquerda: revelador)	21
Figura 17 - Posicionamento dos pingos provisórios	22
Figura 18 - Posicionamento de termopares, resistências elétricas e isolamento para o pré-aquecimento do aço P91	22
Figura 19 - Montagem para proteção gasosa do interior dos tubos	23
Figura 20 - Medição da temperatura entre passes com um pirómetro a laser	23
Figura 21 - Posicionamento dos termopares e comprimento mínimo das resistências elétricas e isolamento	24
Figura 22 - provete de tração transversal à soldadura	25
Figura 23 - Dimensões do provete de impacto com entalhe em V	25
Figura 24 - Localização do entalhe em V	25

Figura 25 - Posicionamento das linhas de indentação para medição de durezas	26
Figura 26 - Ciclo térmico da primeira soldadura	27
Figura 27 - sequência de passes da primeira soldadura	27
Figura 28 - Determinação de M_s e M_f a partir da curva dilatométrica	28
Figura 29 - Método de determinação da T_p a partir da curva dilatométrica	29
Figura 30 - Ciclo térmico da segunda soldadura	29
Figura 31 - Sequência de passes da segunda soldadura	30
Figura 32 - Sequência de passes da terceira soldadura	30
Figura 33 - Corte do tubo soldado	31
Figura 34 - Montagem de parte de tubo para tratamento térmico após soldadura	31
Figura 35 - Zonas constituintes da soldadura 1 (T_p 200 °C) com baixa ampliação (canto superior direito: macrografia original, canto inferior direito: sequência de passes)	33
Figura 36 - Zonas constituintes da soldadura 2 com baixa ampliação (canto superior direito: macrografia original, canto inferior direito: sequência de passes)	33
Figura 37 - Microestrutura da soldadura 1 (T_p 200 °C)	35
Figura 38 - Microestrutura da soldadura 2 (T_p 350 °C)	35
Figura 39 - Zona fundida a TIG na soldadura 1 (esquerda) e 2 (direita)	36
Figura 40 - Zona fundida colunar da soldadura 1 (esquerda) e 2 (direita) por SER	36
Figura 41 - Zona fundida recristalizada da soldadura 1 (esquerda) e 2 (direita) por SER ...	37
Figura 42 - Zona termicamente afetada de grão grosseiro da soldadura 1 (esquerda) e 2 (direita) - ZTA 1	37
Figura 43 - Microestrutura da zona termicamente afetada de grão fino da soldadura 1 (esquerda) e 2 (direita) - ZTA 2	38
Figura 44 - Metal base na soldadura 1 e 2 (esquerda e direita)	39
Figura 45 - Curvas dilatométricas do cordão da soldadura 2 (T_p 350 °C)	40
Figura 46 - Perfil de durezas na raiz das soldaduras	41
Figura 47 - Perfil de durezas no centro das soldaduras	41
Figura 48 - Perfil de durezas no topo das soldaduras	41
Figura 49 - Conjunto de gráficos representativos da energia absorvida de provetes extraídos do metal fundido, zona termicamente afetada e metal base da soldadura 1 e 2	43
Figura 50 - Conjunto de provetes para ensaio de tração	44
Figura 51 - Localização da fratura transversal e do cordão de soldadura na soldadura 1 (esquerda) e 2 (direita)	45
Figura 52 - Microestrutura em MEV do metal base para determinação dos espectros por microanálise EDS das zonas Z1 (carbonetos) e Z2 (martensite revenida)	46

Figura 53 - Microestrutura em MEV do metal fundido a TIG da parte I (esquerda) e IV (direita)	47
Figura 54 - Microestrutura em MEV no centro do metal fundido a SER da parte I (esquerda) e IV (direita)	47
Figura 55 - Microestrutura em MEV do metal fundido a SER da parte I (esquerda) e IV (direita) no topo do cordão	47
Figura 56 - Microestrutura em MEV da zona termicamente afetada da parte I (esquerda) e IV (direita)	48
Figura 57 - Microestrutura em MEV do metal base da parte I (esquerda) e IV (direita)	49
Figura 58 - Perfil de durezas na raiz das soldaduras	50
Figura 59 - Perfil de durezas no centro das soldaduras	50
Figura 60 - Perfil de durezas no topo das soldaduras	50
Figura 61 - Energia absorvida de provetes extraídos do metal fundido, zona termicamente afetada e metal base em função do número de PWHT	52
Figura 62 - Posições de soldadura (posição 5G)	53
Figura 63 - Resultados do ensaio de tração das soldaduras em função do número de PWHT	54
Tabela 1 - Composição química do aço P91	2
Tabela 2 - Propriedades mecânicas à temperatura ambiente de aços resistentes a altas temperaturas	2
Tabela 3 - Composição química do aço P91 estudado	20
Tabela 4 - Propriedades mecânicas do aço P91 fornecido	22
Tabela 5 - Composição química dos consumíveis TIG e elétrodos SER	23
Tabela 6 - Dimensões e número de PWHT por parte de tubo	35
Tabela 7 - Valores de entrega térmica de cada passe para a soldadura 1 (Tp 200 °C)	38
Tabela 8 - Valores de entrega térmica de cada passe para a soldadura 2 (Tp 350 °C)	38
Tabela 9 - Valores de dureza Vickers (carga de 5 kg) das soldaduras 1 e 2	46
Tabela 10 - Resultados do ensaio de tração para as soldaduras 1 e 2	48
Tabela 11 - Designação e número de tratamentos térmicos após soldadura de cada parte de tubo soldado	50
Tabela 12 - Valores máximos, mínimos e médios de dureza (HV5) das soldaduras	55

(Página intencionalmente deixada em branco)

Lista de símbolos e abreviaturas

A₁ - Linha de transformação da ferrite em austenite correspondente à temperatura eutectóide

A_{c1} - Linha de transformação da ferrite em austenite durante o aquecimento

A_{c3} - Linha de transformação do domínio bifásico “ferrite + austenite” do domínio austenítico durante o aquecimento.

Aque. - Aquecimento

Arref. - Arrefecimento

ASME - *American Society of Mechanical Engineers*

ASTM - *American Society for Testing and Materials*

D - Diâmetro

EN - *European Norm*

ET - Entrega térmica

HB - Dureza Brinell

HRC - Dureza Rockwell C

HV - Dureza Vickers

ISO - *International Organization for Standardization*

J - Joule

MAG - *Metal Active Gas*

Máx. - Máximo

MB - Metal Base

MEV - Microscopia eletrónica de varrimento

MF - Metal Fundido

M_f - Temperatura de fim da transformação martensítica

MIG - *Metal Inert Gas*

Mín. - Mínimo

mm - Milímetro

MPa - Megapascal

M_s - Temperatura de início da transformação martensítica

nm - nanómetro

NP - Norma Portuguesa

PA - Posição de soldadura ao baixo

PE - Posição de soldadura ao teto

PF - Posição de soldadura vertical ascendente

ppm - parte por milhão

PWHT - *Postweld Heat Treatment*

R_m - Resistência máxima à tração

R_{p0,2} - Tensão limite convencional de elasticidade a 0,2 % de alongamento

T_{amb} - Temperatura ambiente

TIG - *Tungsten Inert Gas*

T_p - Temperatura de pré-aquecimento

vs. - versus

ZF - Zona Fundida

ZL - Zona de ligação

ZTA - Zona Termicamente afetada

%wt. - percentagem ponderal

μm - micrómetro

5G - posição de soldadura vertical ascendente com tubo fixo

I - INTRODUÇÃO

I.1 - Contexto industrial

A energia elétrica que chega às nossas casas provém normalmente das centrais geradoras de energia. Em Portugal 15 a 20% dessa energia é produzida pela central da Tapada do Outeiro situada no concelho de Gondomar na margem do rio Douro e detida pela empresa *Turbogás*. A central está equipada com uma tecnologia moderna de turbinas a gás de ciclo combinado permitindo obter, entre outros, uma eficiência energética superior às centrais termoelétricas convencionais através nomeadamente da combinação de turbinas a gás e a vapor. Esta tecnologia obriga a exigentes operações de manutenção visando a otimização e maximização do rendimento da central. Esse serviço é prestado pela *Portugen Energia* que garante a integridade a longo prazo de todo o equipamento e a segurança da central [1].

Certos componentes das turbinas são sujeitos a elevadas temperaturas e pressões durante o serviço devido ao calor gerado na produção de energia, sendo por isso, fabricado em aços especiais. Aços ligados, como o aço X10CrMoVNb 9-1, (normalmente designado P91), são muito utilizados no fabrico de tubos para estes tipos de componentes. A complexidade da rede de tubagens leva geralmente à união de vários componentes por soldadura. No caso do aço P91 a soldadura é acompanhada de um conjunto de tratamentos térmicos visando obter um desempenho adequado do componente soldado em serviço [2].

Este trabalho aborda então o estudo do tratamento térmico e a sua influência nas propriedades mecânicas do aço P91 soldado. Os objetivos do trabalho visam, numa primeira parte, estudar a influência da temperatura do pré-aquecimento da soldadura nas propriedades mecânicas do aço P91 e, numa segunda parte, executar uma sequência de tratamentos térmicos após soldadura (PWHT) permitindo no final apresentar a evolução das propriedades mecânicas do tubo soldado ao longo dos tratamentos. Esse segundo estudo tem como importância industrial determinar o limite possível de ciclos do PWHT a uma mesma soldadura em aço P91 após várias interrupções acidentais do tratamento.

O tema deste estudo foi proposto e apoiado pela empresa *Traterme - Tratamentos Térmicos, Lda.*, especializada, nomeadamente, em tratamentos térmicos *on-site* e pela *Turbogás* e *Portugen Energia*, que disponibilizaram o local, o material e os colaboradores para a realização da soldadura e dos tratamentos térmicos após soldadura.

Este trabalho está estruturado em quatro capítulos. No primeiro capítulo apresentam-se as principais características do aço P91, bem como os tratamentos térmicos e a microestrutura e propriedades mecânicas resultantes. Em seguida, aborda-se a metalurgia de soldadura do aço P91, incluindo as variáveis críticas do procedimento e as

dificuldades associadas. O segundo e terceiro capítulos apresentam respectivamente o trabalho experimental realizado, os resultados obtidos e a discussão desses. Por fim o quarto capítulo refere-se à conclusão deste estudo e às sugestões de trabalhos futuros.

I.2 - O aço ligado ao crómio e ao molibdénio X10CrMoVNb9-1

I.2.1 - Características do aço

O aço X10CrMoVNb9-1, designado P91 pela ASTM (P significa *pipe*) ou “9Cr-1Mo modificado” na literatura, é um aço ligado ao crómio e ao molibdénio com adições de vanádio e nióbio (Tabela 1) [3, 4].

Tabela 1- Composição química do aço P91 (wt%) [3]

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	Nb	N	Al	Ni
Min.	0,08	0,30			0,20	8,00	0,85	0,18	0,06	0,030		
Max.	0,12	0,60	0,020	0,01	0,50	9,50	1,05	0,25	0,10	0,070	0,04	0,40

Este aço é fabricado na forma de tubos sem costura, posteriormente expostos a pressões e temperaturas entre 500°C e 600°C. Esses tubos são aplicados em componentes diversos, tais como sobreaquecedores e reaquecedores de caldeiras de centrais termoelétricas [5].

A intensa aplicação deste aço nesses componentes deve-se à sua excelente resistência à fluência na gama de temperaturas referida. As figuras 1 e 2 e a tabela 2 permitem estabelecer uma comparação entre o aço P91 e outros aços resistentes a altas temperaturas, justificando as suas vantagens. A tabela 2 retrata a superioridade do aço P91 ao nível do conjunto de propriedades (resistência, ductilidade e tenacidade) em relação a outros aços ligados ao crómio e molibdénio resistentes a altas temperaturas [6 - 8].

Tabela 2 - Propriedades mecânicas à temperatura ambiente de aços resistentes a altas temperaturas [6]

Aço	Rm (MPa)	Rp _{0,2} (MPa)	Alongamento (%)	Tenacidade (J)	Dureza
SA335 P11	≥ 415	≥ 205	≥22	≥35	≤163 HB
SA335 P12	≥ 415	≥ 220	≥22	≥35	≤163 HB
SA335 P22	≥ 415	≥ 205	≥22	≥35	≤163 HB
SA335 P9	≥ 415	≥ 205	≥22	≥35	≤172 HB
SA335 P91	585~760	≥ 415	≥20	≥35	≤250 HB

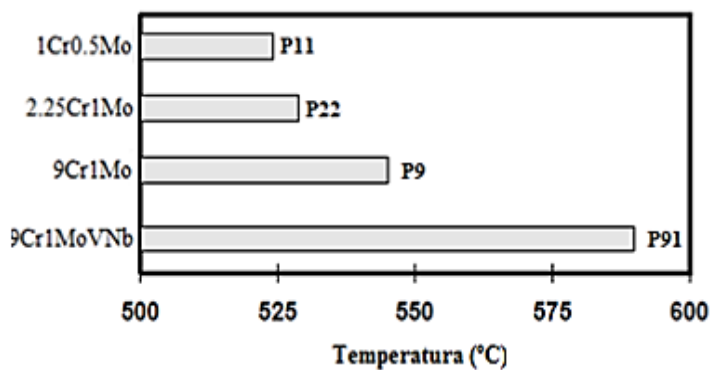


Figura 1 - Temperaturas máximas de serviço de diferentes aços com base numa tensão de 100 MPa para rotura em 100 000 horas [7].

Outro aspeto importante é a possibilidade de se utilizar uma espessura de tubagem inferior, o que se traduz por uma redução do custo e do peso da tubagem, tal como ilustra a figura 2 [8].

As propriedades mecânicas acima referidas advêm da influência dos elementos de liga na microestrutura martensítica revenida conferida ao material [4, 10].

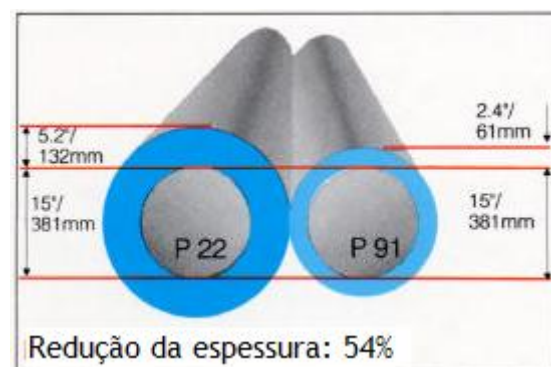


Figura 2 - Comparação da espessura de tubagem em P91 e P22 para as mesmas condições de serviço [9].

1.2.2 - Tratamentos térmicos de processamento

Os tubos de aço P91, após o processamento mecânico, são sujeitos a uma têmpera com um aquecimento até à temperatura de austenitização a 1040-1080°C, um estágio de 1 h/polegada de espessura, permitindo a obtenção de um tamanho de grão austenítico de 20 a 30 μm , capaz de otimizar as propriedades mecânicas. O aço é de seguida arrefecido ao ar até à temperatura ambiente. Este tratamento térmico promove uma microestrutura martensítica (fig.3) com elevada densidade de deslocações e baixa quantidade de precipitados, apresentando uma dureza e resistência mecânica elevadas mas uma ductilidade e tenacidade muito baixas.

Em seguida é realizado um revenido entre 730 e 800°C durante 1 h/polegada de espessura. Por sua vez este tratamento irá melhorar a tenacidade e a ductilidade do material através da diminuição da fragilidade da martensite e pela redução de tensões internas [3, 12].

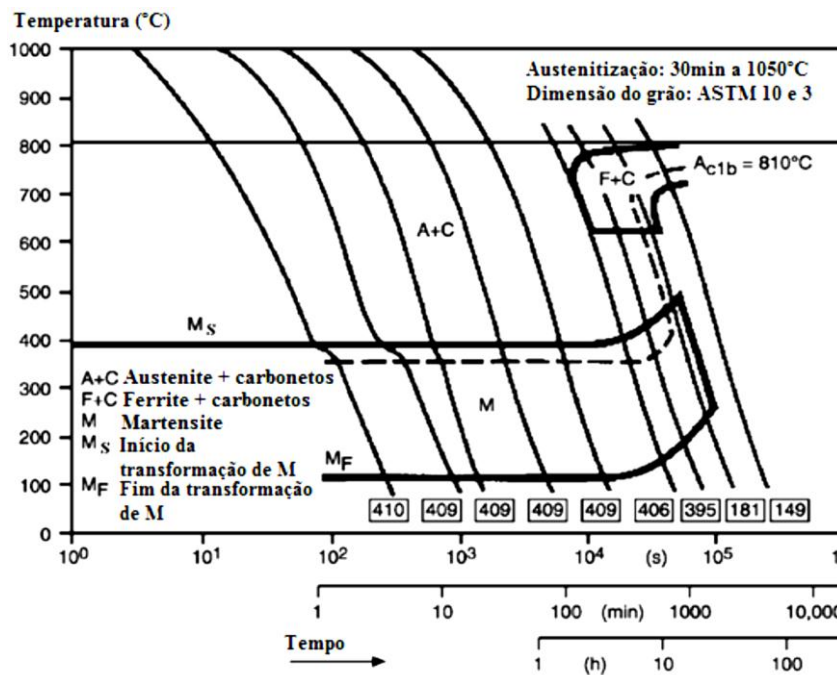


Figura 3 - Diagrama TAC do aço P91 - microestruturas e dureza em função da velocidade de arrefecimento [9]

Ocorre igualmente a precipitação e crescimento de carbonetos e carbonitreto, alargamento das placas de martensite e a formação de subgrãos nestas. O objetivo deste tratamento é obter o melhor compromisso entre a resistência mecânica, tenacidade e ductilidade do aço antes da sua comercialização.

As diferentes temperaturas acima referidas são preconizadas pela norma ASTM-A335 [3, 12].

1.2.3 - Microestrutura

Finalizados os tratamentos acima descritos, o aço P91 apresenta uma microestrutura martensítica revenida formada por placas de martensite (com elevada densidade de deslocação e subgrãos) e precipitados: carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ (sendo o cromo o principal elemento) e carbonitreto MX ($M = V$ ou Nb e $X = C$ ou N) (ver fig. 4 e 5).

A morfologia dos diferentes microconstituintes do aço é preponderante para a sua resposta quando solicitado mecanicamente. Os subgrãos contribuem para o endurecimento do material; este é inversamente proporcional à largura das placas de martensite. Esse parâmetro é controlado a partir do tratamento térmico já que o tamanho de grão austenítico varia com a temperatura. Um tamanho de grão austenítico mais fino irá originar placas de martensite mais finas e portanto um endurecimento mais significativo. Esse endurecimento é igualmente melhorado através de uma dispersão de precipitados finos ao longo das subjuntas, estabilizando-as [13-16].

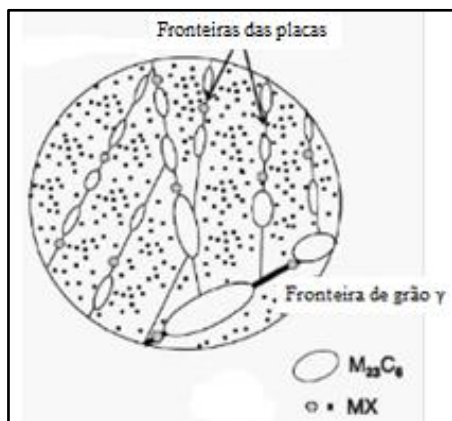


Figura 4 - Esquema representativo da microestrutura do aço P91 [13]

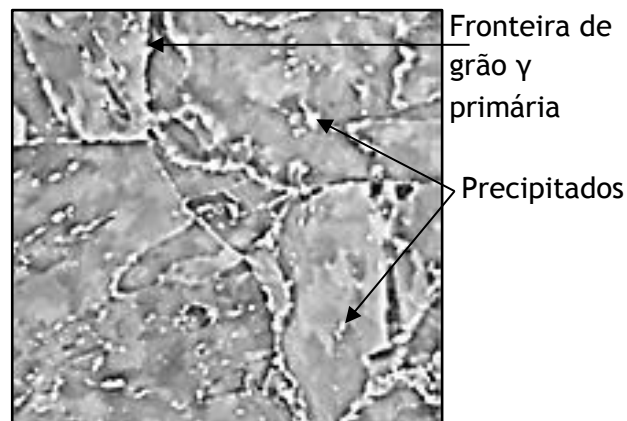


Figura 5 - Microestrutura em MEV do aço P91 [14]

Tal como mencionado, a microestrutura do aço apresenta dois tipos de precipitados. Os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ (com diâmetro médio de 100 nm) têm tendência a dissolverem-se no aço durante a austenitização e precipitam durante o revenido nas fronteiras das placas e subjuntas, estabilizando-as e impedindo um crescimento posterior. Quanto aos precipitados do tipo MX, mais resistentes a altas temperaturas do que os carbonetos $M_{23}C_6$, localizam-se geralmente nos subgrãos e nas deslocações presentes nesses últimos. Os carbonitreto MX (diâmetro médio de 30-40 nm) podem igualmente precipitar nas subjuntas bloqueando a movimentação das deslocações e provocando um atraso da restauração da microestrutura, permitindo manter uma resistência durante mais tempo.

Existem dois grupos de precipitados do tipo MX, que desempenham funções diferentes no aço P91. O primeiro grupo corresponde aos precipitados de nióbio (NbX), esféricos e grosseiros; ao contrário dos outros precipitados, não se dissolvem durante a austenitização, e por isso, são responsáveis pelo bloqueio do crescimento de grão austenítico. Os precipitados de vanádio (VX) são mais finos, dissolvem-se na austenite e precipitam durante o revenido, tal como os precipitados do tipo $M_{23}C_6$, e uniformemente nas placas de martensite e nas subjuntas. Proporcionalmente, a quantidade de carbonitreto VX aumenta com o aumento da temperatura de revenido. Estes precipitados bloqueiam as deslocações e retardam a restauração da subestrutura [10-12, 16].

Após o fabrico e os tratamentos térmicos devidos, originando uma microestrutura martensítica revenida, os tubos de aço P91 podem ser unidos por soldadura, para diversas aplicações, como é o caso da criação, substituição ou reparação das redes de tubagem das centrais termoelétricas. Os trabalhos e desafios mais recentes maioritariamente visam estudar e tentar melhorar o comportamento à fluência deste aço quando soldado que, por razões diversas, apresenta tempos de resistência à rotura por fluência menores, isto é, o

processo de soldadura altera as propriedades mecânicas finais do aço. Essas propriedades após soldadura, como já referido, serão estudadas neste trabalho mas apenas à temperatura ambiente [17].

I.3 - A soldadura do aço P91

I.3.1 - Noções básicas de metalurgia da soldadura

A soldadura é um processo de união localizada entre materiais, sendo utilizada no fabrico de componentes de caldeiras em centrais energéticas. O aço P91 pode ser soldado por qualquer um dos processos convencionais de soldadura por fusão (TIG, SER, MIG, MAG), com recurso a um material de adição apresentando uma composição química similar ao metal a soldar (metal base), exibindo bons resultados quando tomados os devidos cuidados que serão posteriormente descritos [18].

I.3.1.1 - Macroestrutura da soldadura

Sendo um processo que envolve a fusão do metal de adição, o calor então fornecido para a execução da união irá afetar o metal base provocando a sua fusão localizada e diferentes transformações metalúrgicas em função do afastamento ao metal depositado. De salientar que a partir de uma dada distância a temperatura atingida é baixa e deixa de afetar o metal base. A repartição térmica assim originada cria diferentes zonas na soldadura (fig.6) [19, 20]:

- **Zona fundida (ZF):** Começando pelo centro da soldadura, a zona fundida é composta pelo metal de adição depositado e parte do metal base que fundiram e solidificaram dando origem à união localizada do material.
- **Zona de ligação (ZL):** esta zona delimita a zona fundida e corresponde ao limite no qual o metal base fundiu. Esta “linha” indica-nos o início da solidificação do metal fundido.
- **Zona termicamente afetada (ZTA):** a zona em questão pertence ao metal base não fundido que atingiu temperaturas suficientemente elevadas para provocar alterações microestruturais. Mais à frente serão dados mais detalhes sobre esta zona e as regiões características que a constitui.
- **Metal base:** É a zona mais distante do centro da soldadura onde nenhuma alteração é perceptível, ou seja, constitui o material inicial.

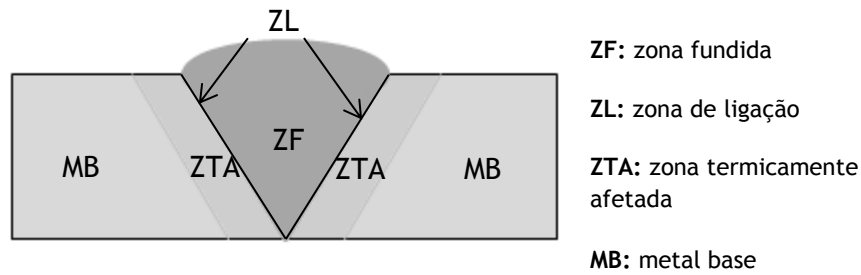


Figura 6 - Zonas constituintes de uma junta em V após soldadura

I.3.1.2 - Entrega térmica

O calor gerado para a execução da soldadura tem um papel importante na microestrutura final da junta soldada. A transferência desse calor dá-se principalmente por condução e é designada por entrega térmica. Por definição é “a quantidade de energia fornecida por unidade de comprimento de soldadura pela fonte de calor que se move ao longo da junta”. Pode ser quantificada pela seguinte expressão:

$$Q = k \times \left(\frac{U \times I}{v} \right) \times 10^{-3} \quad (1)$$

Q: entrega térmica (kJ/mm)

k: fator de eficiência térmica (relativo a cada processo)

U: tensão de arco (V)

I: intensidade da corrente de soldadura do arco (A)

v: velocidade de soldadura (mm/s)

Um aumento do valor da entrega térmica traduz-se por um aumento da temperatura máxima atingida durante a soldadura, maior tempo de permanência a uma dada temperatura e menor velocidade de arrefecimento, podendo causar o crescimento do tamanho de grão da microestrutura mais próxima do metal depositado. Ao atingir temperaturas mais elevadas, há um aumento da temperatura na vizinhança da soldadura, levando a um aumento da zona termicamente afetada. No entanto, uma diminuição excessiva da entrega térmica pode provocar falta de fusão do metal depositado [19, 20].

I.3.2 - Soldabilidade e cuidados associados

Conforme já referido, torna-se estritamente necessário controlar os fenómenos metalúrgicos que ocorrem na soldadura para garantir o controlo das propriedades mecânicas finais.

Esse controlo pode ser conseguido através dum tratamento térmico à junta soldada. Esse tratamento térmico agrupa um conjunto de etapas:

- Pré-aquecimento
- Pós-aquecimento
- Tratamento térmico após soldadura (PWHT - *Postweld Heat Treatment*).

A necessidade de recurso a esse conjunto de operações pode ser avaliada através da soldabilidade do material. Esta característica consiste na “aptidão que um material apresenta à operação de soldadura” [20].

A soldabilidade de um aço está intimamente ligado à sua tendência em apresentar microestruturas frágeis, fora do equilíbrio, quando submetido a uma operação de soldadura. Essa suscetibilidade é tanto mais elevada quanto mais temperável for o aço, isto é, quanto maior a aptidão a formar martensite. Este constituinte é duro e frágil e portanto mais propício à fissuração. Um aço com elevada temperabilidade obriga a um maior cuidado na soldadura com o objetivo de evitar a sua fissuração.

A soldabilidade pode ser avaliada empiricamente a partir do cálculo do Carbono Equivalente (CE). No caso do aço P91, com vários elementos de liga, a fórmula recomendada pelo Instituto Internacional de Soldadura, é a seguinte:

$$CE \text{ (IIW)} = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 \text{ (elementos em percentagem ponderal) [21] (2)}$$

Assim para o aço P91, CE (IIW) = 2,41 (calculado com base nos teores máximos da tabela 1)

CE (IIW) = 1,94 (calculado com base nos teores mínimos da tabela 1)

A fórmula acima apresentada evidencia a influência determinante do carbono na temperabilidade e consequentemente na soldabilidade. Nos outros elementos de liga foi atribuído um coeficiente relativo à sua influência na temperabilidade.

Para aços ligados como é o caso do aço P91, valores de CE (IIW) superiores a 0,50, a soldabilidade é considerada como muito baixa, sendo recomendado um conjunto, já referido, de operações específicas no processo de soldadura.

A soldabilidade e a suscetibilidade à fissuração continuam a ser assuntos muito discutidos em trabalhos da especialidade que descrevem operações específicas a realizar no processo de soldadura para se reduzir a suscetibilidade à fissuração do aço aquando da sua transformação martensítica. Essa fissuração é designada “fissuração a frio” e é considerada um dos maiores problemas metalúrgicos na soldadura dos aços [19-21].

I.3.3 - Fissuração a frio

Este tipo de fissuração após soldadura deve-se a três fatores que podem ocorrer simultaneamente:

- hidrogénio introduzido no metal de adição;
- elevado nível de tensões internas resultantes do arrefecimento;
- microestrutura dura e frágil (martensite) sensível à fragilização pelo hidrogénio.

O hidrogénio proveniente da humidade e de outras fontes (produtos de combustão da soldadura, eléctrodos, fluxos, gases) pode ser introduzido no metal de adição e dissolver-se nesse na forma iónica.

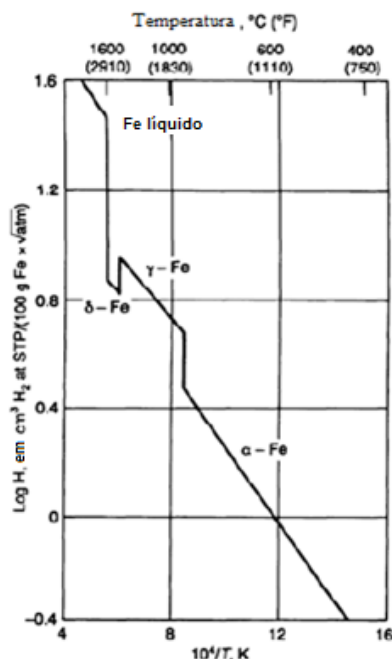


Figura 7 - Solubilidade do metal fundido. Hidrogénio no ferro [27]

Granjon ^[19] explica que, quando o metal de adição utilizado na soldadura apresenta uma maior temperabilidade do que o metal base, a sua temperatura de transformação M_s é superior à do metal base. Assim, no arrefecimento a austenite tende a transformar-se primeiro no metal de adição e como o hidrogénio ionizado apresenta menor solubilidade na ferrite do que na austenite (ver fig.7), esse tende a difundir para a zona do metal base mais próxima da linha de fusão.

Quando o metal de adição apresenta um valor de M_s inferior ao do metal base, o mecanismo de difusão do hidrogénio para o metal base não ocorre, ficando o hidrogénio retido durante a transformação martensítica do

A fissuração pode ocorrer tanto no metal fundido como na zona termicamente afetada.

Quanto mais frágil e dura for a microestrutura do aço, mais sensível será à fissuração pelo hidrogénio (menor capacidade de acomodação de tensões) [19, 27, 28, 33].

Para eliminar o problema da fissuração pelo hidrogénio tem-se de atuar nos três fatores que o favorecem, através da realização de um pré-aquecimento, pós-aquecimento e PWHT, que serão apresentados posteriormente, contribuindo assim para a redução da suscetibilidade do aço a este tipo de fissuração.

Existem outras medidas preventivas que permitem reduzir o risco de fissuração. Uma delas é o controlo mais rigoroso do teor de hidrogénio no processo de soldadura, como por exemplo, através do armazenamento de eléctrodos (ou consumíveis) em ambientes secos e quentes permitindo reduzir o nível de hidrogénio. A execução de um tratamento de secagem desses mesmos componentes antes da soldadura é uma outra medida de precaução.

Pode-se igualmente optar por um processo de soldadura capaz de gerar menor quantidade de hidrogénio. Mas este tipo de alternativa poderá ser limitado por razões práticas associadas à posição de soldadura, por exemplo, ou por razões económicas.

Outra medida preventiva está relacionada com a redução do nível de tensões através de alterações ao projeto da junta a soldar (menor restrição) mas poderá apresentar igualmente limitações [19-21].

1.3.4 - Pré-aquecimento e controlo da temperatura entre passes

O pré-aquecimento é um procedimento realizado antes do início da soldadura em que a peça é aquecida a uma dada temperatura e mantida ao longo do processo. Segundo a norma ISO 13916 a temperatura de pré-aquecimento (T_p) é definida como “a temperatura da peça na zona de soldadura imediatamente antes de qualquer operação de soldadura [...] expressa como um mínimo”. Este procedimento visa reduzir o gradiente térmico entre o metal base e a poça de fusão do metal de adição durante a soldadura. Estas condições são favoráveis à diminuição da velocidade de arrefecimento, permitindo uma maior libertação do hidrogénio, e possibilitando a formação de uma microestrutura menos dura e frágil, com menores tensões residuais e portanto menos propensa à fissuração.

A literatura sugere geralmente uma temperatura de pré-aquecimento de 200 °C tal como indicado na norma americana ASME B31.1 (2010) no entanto na europeia EN 12952-5 (2001) a temperatura mínima de pré-aquecimento recomendada é de 150 °C. Além de mais a maioria dos fabricantes utilizam temperaturas típicas de 150-250 °C. No entanto é possível determinar de forma empírica a T_p a partir do valor do Carbono Equivalente, isto é, com base na composição química do aço, e da espessura do material a soldar:

$$T_p = 350 \times \sqrt{C_{eq \text{ total}} - 0,25} ,$$
$$C_{eq \text{ total}} = 0,005 \times CE \text{ (IIW)} \times \text{espessura (mm)} \quad [25] \quad (3)$$

Outra alternativa para o cálculo da temperatura de pré-aquecimento é apresentada por Béres ^[26] no artigo publicado em 2003 na *Welding Research* pela AWS (*American Welding Society*). A determinação baseia-se na temperatura de início de transformação martensítica (M_s) para aços resistentes a altas temperaturas. O objetivo consiste em estabelecer uma T_p situada entre M_s e M_f (temperatura de início e de fim da transformação martensítica). Assegura-se assim a transformação de apenas parte da austenite em martensite durante o arrefecimento da soldadura; para esta T_p a literatura indica um teor máximo de 70 % de martensite. Quando a peça é arrefecida a temperaturas inferiores a T_p , a austenite dúctil presente irá transformar-se em martensite com uma velocidade de arrefecimento mais baixa e controlada. No final obtém-se um aço martensítico com tensões residuais menores e, por isso, menos propenso à fissuração. Esta técnica é

designada “soldadura martensítica”. A expressão utilizada para a determinação desta T_p é a seguinte:

$$T_p = (M_s - 90) \pm 10 \text{ } ^\circ\text{C}, \text{ [26] } (4)$$

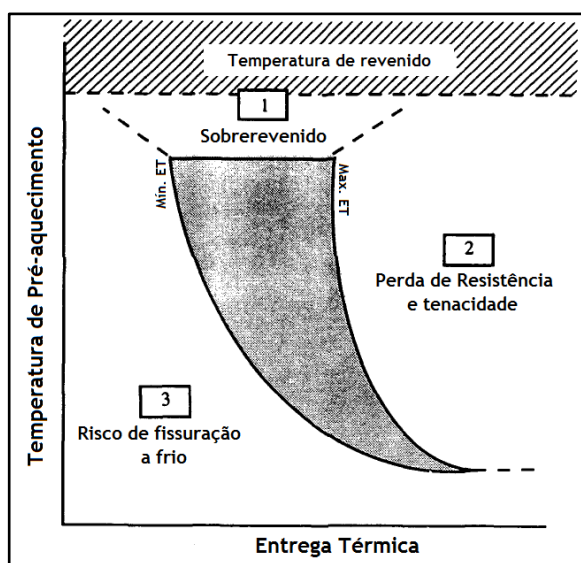
M_s é a temperatura de início da transformação da martensite que pode ser determinada a partir do diagrama da figura 3, através de ensaios dilatométricos ou empiricamente com base nas percentagens mássicas dos elementos de liga e da expressão seguinte:

$$M_s = 454 - 210xC + 4,2/C - 27xNi - 7,8xMn - 9,5x (Cr+Mo+V+W+1,5xSi) - 21xCu. \text{ (para aços ligados resistentes a altas temperaturas). [26] } (5)$$

Quando a soldadura de um aço requer um pré-aquecimento a uma dada temperatura, essa deverá ser mantida e controlada inclusive no caso da execução de vários passes durante a soldadura. A temperatura à qual se mantém a soldadura e o metal adjacente antes da aplicação do passe seguinte (sendo especificada em termos de limite máximo) designa-se de temperatura entre passes. Esta temperatura tem como função reduzir a velocidade de arrefecimento em cada passe e o seu valor deverá ser no mínimo igual à temperatura de pré-aquecimento (geralmente 50-100 °C acima da T_p). Temperaturas superiores a 300°C podem originar um metal de adição muito fluido e consequentemente difícil de controlar, originando provavelmente uma soldadura de baixa qualidade [9, 12,22-28].

1.3.4.1 - Efeito combinado da T_p e da entrega térmica

Tal como referido acima a imposição de uma temperatura de pré-aquecimento



mínima tem como objetivo, entre outros, eliminar ou reduzir a suscetibilidade de fissuração a frio no aço soldado. No entanto poderá ocorrer esse tipo de fissuração mesmo impondo uma T_p mínima através de uma entrega térmica muito baixa. A figura 8 ilustra esse possível fenómeno.

Figura 8 - Influência da entrega térmica e da temperatura de pré-aquecimento na qualidade da soldadura de aços temperados e revenidos. [29]

A figura 8 apresenta domínios onde apenas um garante a obtenção de uma soldadura de qualidade (zona escura). O objetivo é “situar” a soldadura nesse campo controlando a temperatura de pré-aquecimento e a entrega térmica. Assim para uma dada temperatura de pré-aquecimento da soldadura é “atribuído” um intervalo de entrega térmica. Fora desse intervalo, para entregas térmicas mais elevadas, a soldadura poderá ser prejudicada por perdas de resistência e tenacidade devido, entre outros fatores, a um crescimento do tamanho de grão provocado por um aumento da temperatura máxima atingida, velocidades de arrefecimento lentas e tempos de permanência a uma dada temperatura mais longos. Pelo contrário o efeito oposto pode ser observado através de uma entrega térmica abaixo do intervalo, aumentando assim o risco de fissuração a frio. De realçar a ocorrência de um possível sobrevenido para temperaturas de pré-aquecimento elevadas próximas do intervalo de temperaturas do revenido. Esta figura demonstra a importância de um ajuste desses parâmetros na qualidade da soldadura [29].

I.3.5 - Pós-aquecimento

O pós-aquecimento é efetuado imediatamente após soldadura e tem como objetivo reduzir a quantidade de hidrogénio introduzido no aço.

Este procedimento inicia-se pela manutenção da peça soldada a temperaturas suficientemente elevadas ($> 200\text{ }^{\circ}\text{C}$) para que ocorra a difusão do hidrogénio, permitindo que este seja expulso do material, minimizando-se o risco de fissuração a frio. No final, faz-se um arrefecimento lento e controlado até temperaturas inferiores a $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (fig.3), para permitir a transformação total da austenite em martensite [9, 12, 19, 20].

I.3.6 - Tratamento térmico após soldadura

O tratamento térmico após soldadura (*Postweld Heat Treatment* - PWHT) é realizado para reduzir as tensões residuais. Essas tensões são criadas pelos gradientes térmicos (devido à elevada entrega térmica do processo de soldadura) e da transformação da austenite em martensite (dita fresca). Estas tensões são indesejáveis aumentando o risco de fissuração.

Este tratamento térmico permite igualmente transformar a martensite fresca em martensite revenida. As zonas mais próximas do metal depositado são sujeitas a um tratamento de têmpera não controlado devido às elevadas temperaturas atingidas durante a soldadura, dando origem após arrefecimento a uma martensite com elevada fragilidade. O efeito de revenido proporcionado por este tratamento provoca um aumento da ductilidade e da tenacidade do aço tal como já referido anteriormente (ver secção I.2.2).

O PWHT é constituído por um aquecimento até temperaturas abaixo de A_1 , seguido de um estágio e por fim um arrefecimento controlado. Quanto mais elevada a temperatura de estágio, mais significativo é o seu efeito no material. A temperatura geralmente recomendada situa-se entre 746-760 °C. Acima deste valor (aproximadamente a 860 °C - linha de transformação A_1) poderá ocorrer a formação de austenite no aço e consequentemente a sua transformação em martensite durante o arrefecimento.

A duração do tratamento térmico tem igualmente importância sendo cerca de 1 h/25 mm de espessura. Para tempos anormalmente longos poderá haver um crescimento demasiadamente elevado dos precipitados provocando uma diminuição excessiva da dureza que pode ser prejudicial ao aço. Temperaturas excessivas podem provocar o mesmo efeito.

Após o PWHT, o aço deve apresentar uma microestrutura mais homogênea com maior ductilidade e tenacidade. Estas características são essenciais para a resposta do material em serviço.

É especificado que o aço P91 deve apresentar uma dureza compreendida entre 200 e 295 HV. Para valores superiores, o PWHT poderá ser considerado ineficaz. Caso os valores de dureza sejam inferiores ao limite mínimo, o aço poderá ser de novo temperado e revenido.

Um dos problemas que pode surgir durante o tratamento é a fissuração durante o reaquecimento [9, 12, 21, 24, 27].

1.3.7 - Fissuração no reaquecimento

Este tipo de fissuração, comum em aços ligados ao crómio, molibdénio e vanádio, é descrito como uma fissuração intergranular, aparecendo ao longo das fronteiras de grão do metal base adjacente ao metal de adição (fig.9).

A fissura ocorre normalmente entre 500 e 700 °C quando a peça soldada é aquecida até à temperatura do PWHT.

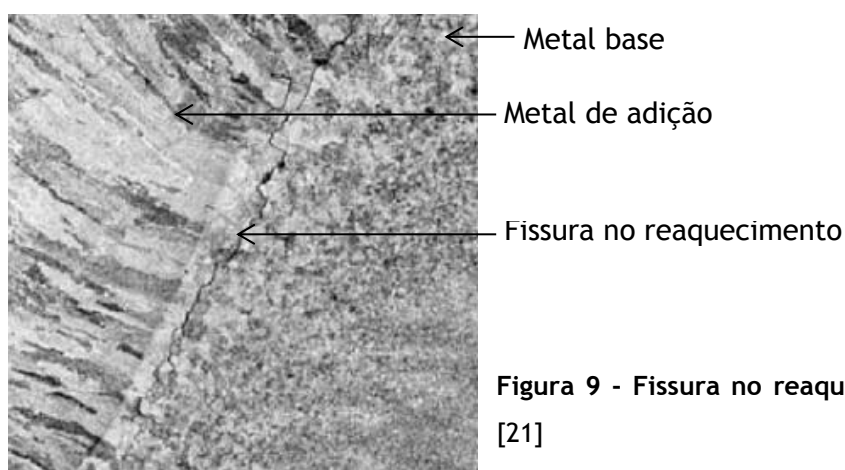


Figura 9 - Fissura no reaquecimento de um aço Cr-Mo-V [21]

A zona onde ocorre a fissuração apresenta uma microestrutura martensítica de grão grosseiro sobressaturada e de elevada dureza originada pela dissolução dos precipitados de vanádio e nióbio na austenite durante a soldadura e que, aquando do rápido arrefecimento, não tiveram tempo suficiente para de novo precipitarem. Após soldadura o PWHT é realizado, a gama de temperatura atingida é suficientemente elevada para permitir uma precipitação fina desses precipitados nas deslocações presentes nos grãos da austenite primária. Essa precipitação torna o interior do grão mais resistente do que as suas fronteiras. Por outro lado, elementos de liga como o fósforo, enxofre (considerados impurezas) e alumínio ao segregarem nas fronteiras contribuem substancialmente para o aumento da fragilidade do aço levando à sua fissuração no reaquecimento.

Existem várias metodologias para prever a fissuração no reaquecimento do aço. Uma delas avalia o risco de fissuração com base na composição química do metal base e do metal de adição. Esse risco é normalmente avaliado com base no cálculo de dois fatores: o fator J, desenvolvido por Watanabe para os aços ligados ao Cr-Mo e o fator X de Bruscato para o metal base e o de adição. As fórmulas para os dois fatores são:

$$J = (Si + Mn) (P + Sn) \times 10^4 \text{ (elementos em percentagem ponderal)} \quad (6)$$

$$X = (10 P + 5 Sb + 4 Sn + As) / 100 \text{ (elementos em ppm)} \quad [32] \quad (7)$$

Valores de J inferiores a 120 e de X inferiores a 20 significam que o metal base e o de adição apresentam resistência suficiente à fragilização. Quanto mais baixo for o valor de X e de J, menores serão as quantidades de impurezas (P, Sb, Sn e As) no metal e portanto menor será a sua suscetibilidade à fissuração no reaquecimento. Este modo de prever o problema é considerado bastante seguro por vários autores [11, 20, 30-32].

1.3.8 - Microestrutura após soldadura

Todos os procedimentos (pré-aquecimento, controlo de temperatura entre passes, pós-aquecimento e PWHT) ligados à soldadura visam melhorar, como já referido, a resposta do material soldado em serviço, isto é, o aço P91 não poderia ser utilizado imediatamente após soldadura devido à microestrutura resultante e às propriedades metalúrgicas e mecânicas associadas.

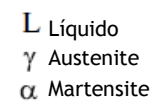
Durante a soldadura existem diferenças de temperatura ao longo da secção transversal à soldadura que originam diferenças microestruturais em função da temperatura atingida (fig.10). Desde o metal de adição até ao metal base, formam-se, após soldadura, locais com diferentes características metalúrgicas e mecânicas que

constituem a zona fundida e a zona termicamente afetada (ZTA), como já referido anteriormente (fig.10).

Com o auxílio da figura 10 apresenta-se as zonas microestruturais típicas formadas durante (aquecimento) e após soldadura (arrefecimento):

- Metal fundido: Durante a soldadura o metal de adição encontra-se em fusão (estado líquido) para permitir a sua deposição na junta. Devido às elevadas temperaturas atingidas e ao elevado arrefecimento forma-se martensite dita fresca de grão colunar grosseiro com baixa densidade de precipitados formados e de elevada dureza.
- A zona de ligação (zona de transição líquido-sólido): encontra-se no estado bifásico (líquido + ferrite δ) durante a soldadura. A esta temperatura há dissolução parcial dos precipitados permitindo o crescimento do grão austenítico. No arrefecimento a microestrutura é composta por martensite fresca α' de grão grosseiro, possíveis grãos de ferrite δ , dependendo da composição do metal de adição e metal base e da velocidade de arrefecimento, e carbonitreto do tipo NbX que não se dissolveram na austenite durante o aquecimento.
- Zona termicamente afetada adjacente à linha de fusão, ZTA 1: é constituída por grãos grosseiros austeníticos durante a soldadura pela mesma razão anterior (dissolução parcial de precipitados e elevadas temperaturas). A microestrutura desta zona após soldadura será composta por grãos grosseiros de martensite e precipitados do tipo NbX.
- Zona termicamente afetada de grão fino, ZTA 2: durante a soldadura esta zona situa-se no domínio austenítico a temperaturas mais baixas (próximas de A_{c3}) do que a ZTA 1 originando um tamanho de grão mais fino devido a uma menor dissolução dos precipitados bloqueando dessa forma o crescimento do grão austenítico. Após soldadura a zona é composta por martensite fresca formada durante o arrefecimento e por precipitados do tipo $M_{23}C_6$, VX e NbX.
- Zona intercrítica da ZTA: a microestrutura situa-se no domínio bifásico intercrítico $\gamma+\alpha$ (entre A_{c3} e A_{c1}); dando origem após soldadura a uma mistura de martensite fresca de grão fino e de martensite previamente existente na microestrutura que sofreu um revenido não controlado (sobrerevenido).
- Por fim na zona adjacente, não apresentada no esquema, a microestrutura não é sujeita a nenhuma transformação de fase mas sofre um sobrerevenido provocando, nomeadamente, um crescimento excessivo dos precipitados e consequente perda de resistência.

Metal fundido



A figura 11 apresenta um perfil de dureza de um aco P91 soldado após PWHT, cujo

320



Figura 11 - Perfil de durezas ao longo da secção transversal à soldadura do aço P91 após PWHT (1 h a 745°C) [35].

Os valores apresentados na figura 11 situam-se dentro dos limites especificados, o que valida a correta realização do PWHT.

No entanto observa-se uma variação acentuada do perfil de durezas ao longo da secção transversal à soldadura. Os valores de durezas mais elevados são observados ao nível da linha de fusão (zona de ligação) entre o metal fundido e a zona termicamente afetada 1 (grão grosseiro). Esta elevada dureza deve-se ao endurecimento por solução sólida provocada pela dissolução dos precipitados durante o aquecimento a elevadas temperaturas de austenitização e posteriormente por uma quantidade de precipitados menor do que nas outras zonas. Essas zonas adjacentes, mais distantes da linha de fusão, atingiram temperaturas e velocidades de arrefecimento gradualmente menores, fazendo com que a dissolução dos precipitados na austenite seja menor, apresentando, entre outros, uma menor dureza. Além de mais o crescimento dos precipitados já existentes na microestrutura durante o PWHT e que não foram dissolvidos contribuíram para essa diminuição da dureza. O valor mais baixo é observado entre a zona intercrítica e a zona sobrevenida onde o crescimento dos precipitados, tanto durante a soldadura como no PWHT, foi o mais significativo. Esta zona mais macia poderá ser problemática durante a utilização do aço podendo apresentar resistência mecânica insuficiente e portanto prejudicial ao desempenho do aço soldado [21, 34, 37].

1.3.9 - A soldadura multi-passes

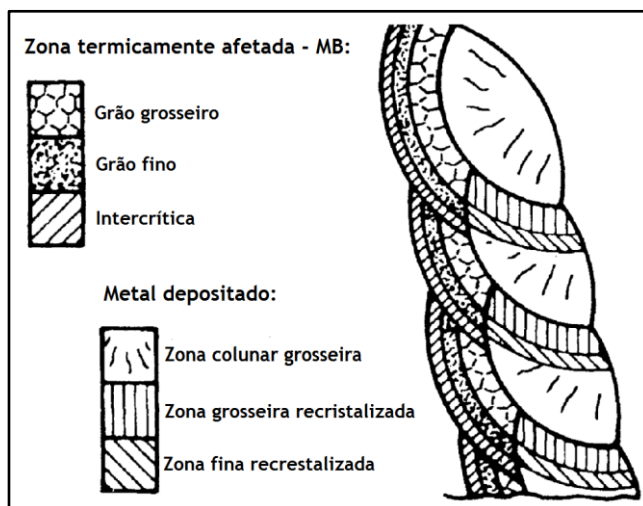


Figura 12 - Microestrutura de uma soldadura multi-passes [38]

A microestrutura de soldadura anteriormente apresentada é obtida numa soldadura constituída apenas por um passe. No caso de soldaduras executadas com vários passes (soldadura multi-passes), a microestrutura sofre algumas alterações devido às sucessivas entregas de calor gerando novas repartições térmicas (fig.12).

O metal de adição ao ser depositado provoca um aquecimento alterando a microestrutura à sua volta tanto no passe anterior já solidificado

que sofre de novo uma austenitização, criando as zonas grosseiras e finas recristalizadas, como no metal base (MB) dando origem à zona termicamente afetada deste último. Quanto ao próprio passe depositado apresentando uma microestrutura colunar grosseira, poderá,

por sua vez, sofrer um aquecimento pelo passe seguinte alterando assim uma parte da sua microestrutura colunar em microestrutura grosseira e fina recristalizada. A diferença entre a zona recristalizada grosseira e a fina é a temperatura à qual foram sujeitas. A zona mais próxima do passe depositado atinge temperaturas mais elevadas do que a zona adjacente provocando um maior crescimento de grão dando origem a uma zona de grão grosseiro [19, 20, 38].

I.3.10 - Microsegregações

Outra particularidade microestrutural que pode surgir é a ocorrência de microsegregações (heterogeneidades localizadas da composição química) durante a solidificação do metal fundido. Essas microsegregações podem originar a retenção de austenite no cordão de soldadura. Essa austenite retida é chamada de austenite residual, é uma fase austenítica que não sofreu transformação martensítica durante o arrefecimento iniciado no domínio austenítico do aço. No final do arrefecimento uma proporção de austenite fica então retida na microestrutura do material.

O metal fundido ao solidificar na forma de dendrites apresenta microsegregações, ou seja, uma distribuição não uniforme dos elementos de liga.

Durante a solidificação do metal fundido com a formação de dendrites, o carbono, cromo, níquel e manganês repartem-se preferencialmente para o metal líquido enriquecendo as regiões interdendríticas (interface líquido-sólido) e consequentemente provocando um abaixamento das respectivas temperaturas de transformação martensítica (M_s e M_f).

A presença de austenite residual na microestrutura do aço é prejudicial já que a austenite impede o aço de adquirir a dureza máxima prevista, afetando assim as suas propriedades mecânicas. Por outro lado, há a possibilidade da austenite transformar em martensite em serviço originando tensões que podem provocar fissurações ou fratura do aço [39, 40].

II - Trabalho experimental

O trabalho experimental relativo ao estudo do tratamento térmico de juntas soldadas em aço P91 dividiu-se, resumidamente, em duas partes. A primeira parte teve como objetivo comparar as microestruturas e propriedades de duas soldaduras realizadas com pré-aquecimentos diferentes mas igual tratamento térmico após soldadura (PWHT). Uma das temperaturas de pré-aquecimento foi selecionada com base em duas normas: a ASME B31.1 e EN 12952-5. A segunda temperatura foi definida a partir da temperatura de início da transformação martensítica (M_s) determinada através de ensaios dilatométricos e da fórmula empírica.

Na segunda parte do estudo aplicou-se um número específico de ciclos térmicos de PWHT à soldadura, cinco no total, visando apresentar a evolução das propriedades mecânicas do tubo soldado ao longo dos tratamentos. Para isso, selecionou-se a soldadura que apresentou melhores resultados na primeira parte do estudo, a qual foi dividida em várias partes aproximadamente iguais sofrendo cada uma um número específico crescente de ciclos.

O procedimento de soldadura, à exceção das temperaturas de tratamento utilizadas, foi idêntico nas três soldaduras realizadas.

II.1 - Procedimento geral

II.1.1 - Aço fornecido

Para a realização deste trabalho foram selecionados tubos de aço P91 com um diâmetro exterior de 274,3 mm, 26,2 mm de espessura e um comprimento de 350 mm apresentando a composição química seguinte:

Tabela 3 - Composição química do aço P91 estudado (%wt) [Anexo A.1]

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	Nb	N	Al	Ni
Min.	0,10	0,44	0,016	0,003	0,25	8,52	0,88	0,204	0,074	0,0396	0,002	0,17
Max.	0,11	0,46	0,016	0,003	0,25	8,52	0,88	0,206	0,075	0,0417	0,003	0,17

Com base na composição química e com as fórmulas apresentadas no capítulo anterior, procedeu-se ao cálculo relativo ao Carbono Equivalente (CE IIW) e aos fatores Watanabe (J) e Bruscato (X):

- CE (IIW) = 2,12: soldabilidade muito baixa obrigando a um pré-aquecimento, pós-aquecimento e PWHT;
- Fator J= 113,6: valor inferior a 120, resistência à fragilização suficiente;
- Fator X= 16: valor inferior a 20, resistência suficiente à fragilização.

Tal como expetável o aço P91 apresenta uma soldabilidade muito fraca obrigando aos cuidados acima referidos. Relativamente ao risco de fissuração no reaquecimento os valores dos fatores J e X revelam que o aço apresenta aparentemente resistência suficiente a essa possível fragilização.

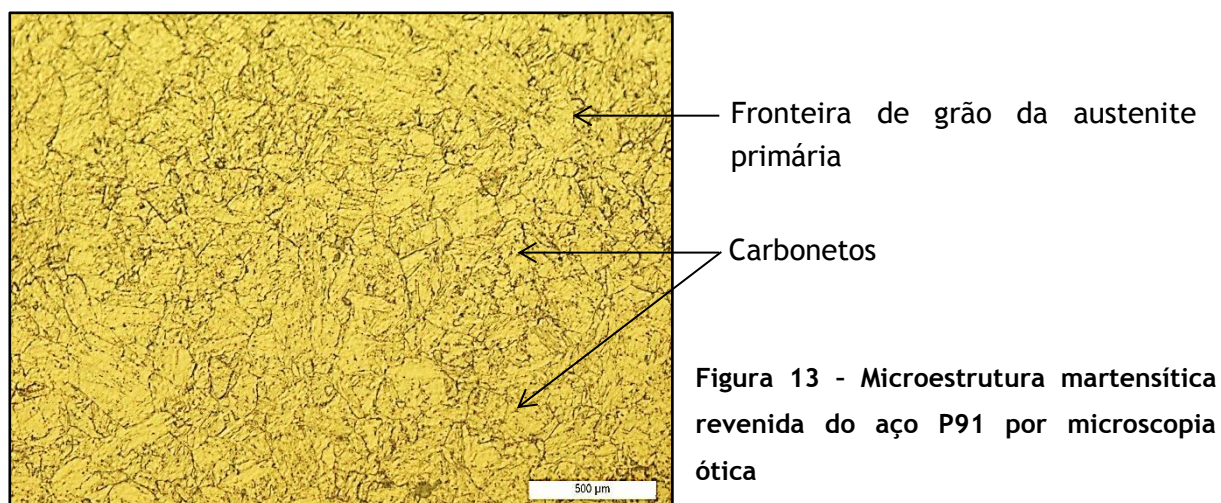
Segundo o certificado do material (anexo A.1), o aço P91 fornecido pela *JFE Steel Corporation*, sofreu um tratamento de têmpera a 1050 °C durante 10 minutos seguido de um revenido a 785 °C com uma duração de 45 minutos. No entanto para a têmpera, como já descrito, a literatura indicava um tempo de estágio de 1 h/25 mm de espessura entre 1040-1080 °C para a obtenção do tamanho de grão austenítico otimizado (20-30 µm).

Tendo como objetivo verificar a presença desse tamanho otimizado neste aço, decidiu-se realizar através de um ensaio dilatométrico um ataque térmico (*Thermal Etching*) para revelar por oxidação as fronteiras de grão da austenite primária. O ciclo térmico imposto foi:

- aquecimento com uma taxa de 5 °C/s até 1050 °C (domínio austenítico);
- estágio durante 5 minutos;
- arrefecimento a 50 °C/s até à temperatura ambiente.

Após o ensaio foi feita a medição do tamanho de grão austenítico primário baseada em sete imagens microestruturais (anexo A.2) resultando num valor médio de tamanho de grão, próximo do exigido na literatura, de aproximadamente 31 µm.

Na figura 13 apresenta-se a microestrutura martensítica revenida do aço após ataque químico com Picral 4% (96 % de álcool e 4% de ácido pícrico) onde se pode observar as fronteiras de grão da austenite primária e os carbonetos (pontos a preto) no seu interior e nessas fronteiras.



Os tratamentos térmicos aos quais este aço P91 foi sujeito, e que originaram a microestrutura acima ilustrada, conferiram as propriedades mecânicas resumidas na tabela abaixo.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do aço P91 fornecido.

Valores	Rm* (MPa)	A* (%)	Dureza* (HRC)	Dureza** (HV)	Energia absorvida** (J)
Máx.	-	-	25	250	202
Mín.	586	20	-	244	197
Médio	706	27	18	246	200

*: Valores constados no certificado do aço

-: Valores não figurados no certificado do aço

**: Valores medidos através de ensaios (à temperatura ambiente)

II.1.2 - Procedimento de soldadura

Os tubos foram soldados topo-a-topo na posição 5G ou PF (ver fig.14) segundo a norma ISO 6947 [41]:

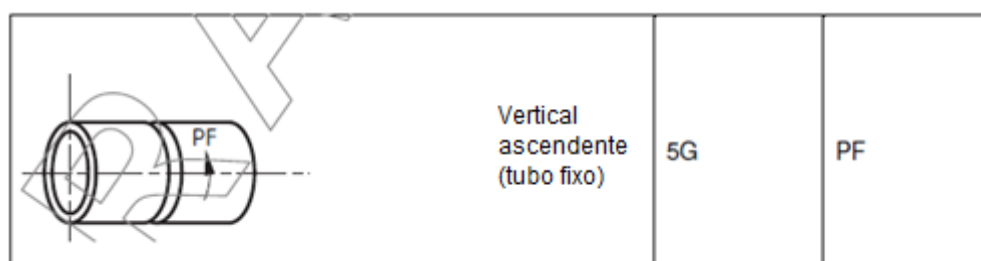


Figura 14 - Posição de soldadura 5G ou PF adotada para o estudo segundo a norma ISO 6947 [41]

À junta de topo-a-topo entre os dois tubos a soldar optou-se por um chanfro em Y tal como indica a figura 15.

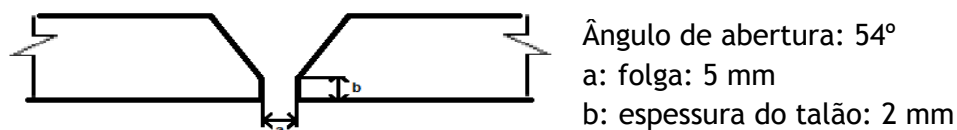


Figura 15 - Chanfro em Y, ISO 9692-1 [42]

O passe de raiz e o passe quente foram feitos em soldadura por arco elétrico com eletrodo de tungstênio (TIG); os restantes passes foram realizadas em soldadura por eletrodo revestido (SER).

Para o processo TIG foram usados consumíveis ER90S-B9 *Thermanit MTS 3* na forma de varetas da *Böhler Welding Group* com diâmetro de 2,4 mm, 1000 mm de comprimento e a composição química referenciada na tabela 5. Quanto ao processo SER os eletrodos consumíveis utilizados eram E9015-B9 (tabela 5), segundo a ASME, e designados por *Thermanit Chromo 9 V MOD* do mesmo fornecedor. Consoante a espessura e a largura de metal a depositar os diâmetros dos eletrodos disponíveis eram de 2,5, 3,25 e 4 mm e tinham um comprimento de 250 mm.

Tabela 5 - Composição química dos consumíveis TIG e eletrodos SER

	C	Mn	P*	S	Si	Cr	Mo	V	Nb	N	Al	Ni	Cu
TIG	0,110	0,75	0,008	0,002	0,25	9,16	0,96	0,204	0,060	0,042	0,004	0,43	0,08
SER	0,09	0,62	0,009	0,007	0,20	9,00	1,06	0,196	0,040	0,045	0,005	0,33	0,04

*: teores de P inferiores ao metal base, resistência à fragilização mais elevada (fator X)

As soldaduras foram realizadas por um soldador qualificado subcontratado pela *Portugen Energia*. Previamente elaborou-se um plano específico de procedimento, de controlo e inspeção para as diferentes etapas de soldadura (antes, durante e após a soldadura). Este plano é apresentado para dar a conhecer a metodologia utilizada na realização das soldaduras.

II.1.2.1 - Plano de procedimento, controlo e inspeção de soldadura

- Antes da soldadura:

- 1) **Preparação da junta:**

- Maquinagem do chanfro em Y na extremidade dos tubos num torno *KRMM Pernik* e posterior limpeza e inspeção visual e dimensional;

- Ensaio por líquidos penetrantes para a detecção de descontinuidades superficiais e abertas na junta até uma distância de 10 mm do chanfro. É aplicado um líquido penetrante (fig.16) e mantido durante 15 minutos para assegurar a correta penetração por capilaridade nas eventuais descontinuidades. O excesso de penetrante é removido a seco e aplica-se o revelador (fig.16) que tem como função absorver o penetrante das descontinuidades, revelando-as. Essas são então observadas, medidas e comparadas com os níveis de aceitação indicados na norma NP-EN-1289. Em caso de descontinuidades acima dos níveis estipulados, estas deverão ser removidas por maquinagem sem prejudicar a conformidade dimensional da junta [43].



Figura 16 - Ensaio por líquidos penetrantes (à esquerda: penetrante, à direita: revelador)

- 2) **Preparação dos consumíveis:** secagem dos consumíveis para o processo SER a 200 °C.
- 3) **Montagem e ajuste dos tubos a soldar:** controlo do alinhamento dos tubos com um nivelador.
- 4) **Pingamento:** esta operação permite fixar o alinhamento dos tubos e a folga entre o conjunto a soldar e limitar as deformações durante a soldadura; definiu-se a posição dos pingos, decidindo-se posicionar três paralelepípedos em aço P91, distanciados entre si 120° (fig.17). Procedeu-se ao aquecimento da zona a soldar e soldou-se com o processo TIG.

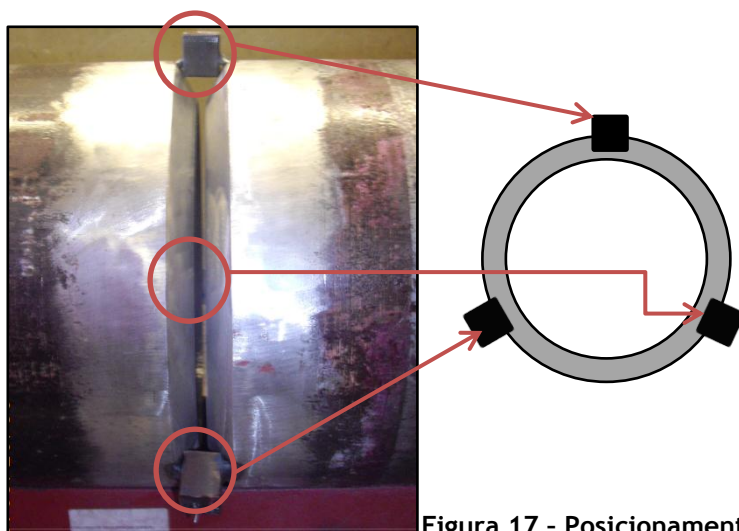


Figura 17 - Posicionamento dos pingos provisórios.

- 5) **Posicionamento dos termopares e resistências elétricas:** os tratamentos térmicos são realizados com uma unidade móvel da *Weldotherm*, modelo VAS-45-6 com aplicação direta de resistências elétricas nos tubos, posicionadas a 100 mm, presas com cintas metálicas e cobertas com um isolamento em lã cerâmica (fig.18); os termopares, do tipo K (“Chromel-Alumel”), são posicionados a 50 mm dos bordos dos chanfros (segundo a norma EN 13916) em duas zonas (às 6 h e às 12 h), e a sua fixação é feita por soldadura [43].

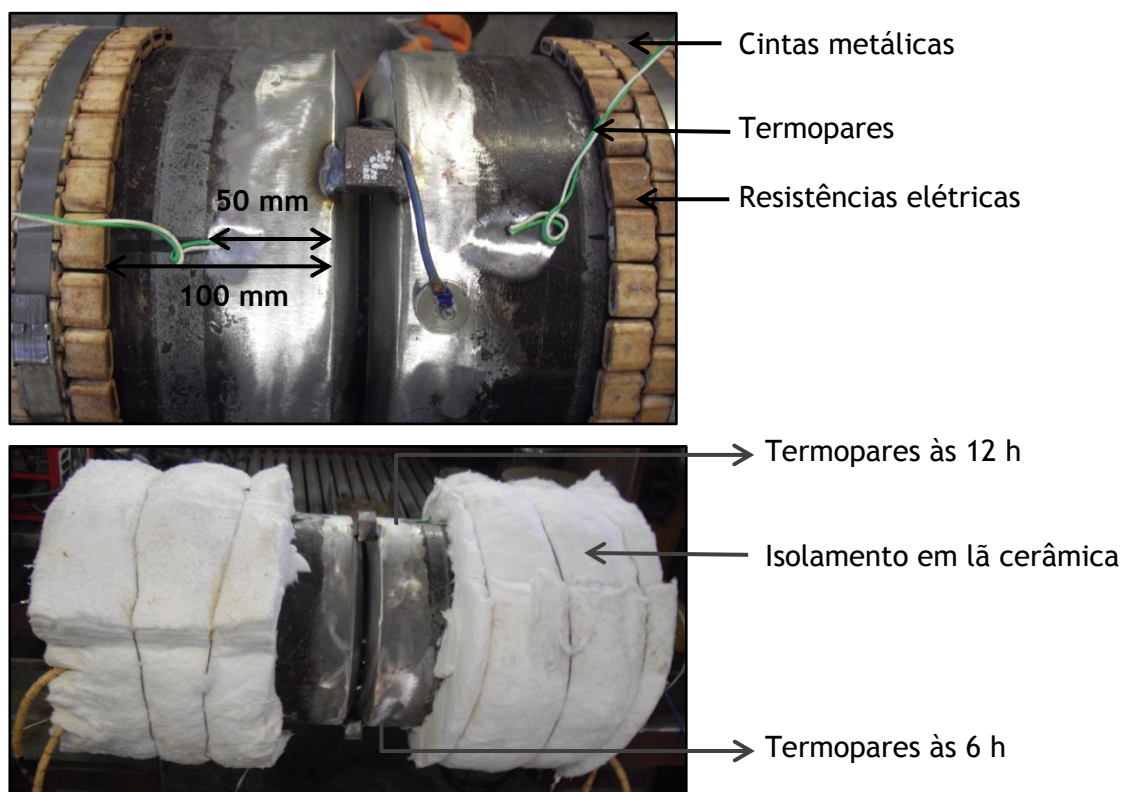


Figura 18 - Posicionamento de termopares, resistências elétricas e isolamento para o pré-aquecimento do aço P91

- 6) **Montagem da proteção gasosa no interior dos tubos a soldar:** esta montagem é indispensável para permitir a proteção ao nível da raiz durante a soldadura dos primeiros passes a TIG, evitando a sua oxidação; as extremidades dos tubos são isoladas com lã cerâmica e introduz-se um pequeno tubo para a passagem do gás de proteção para o interior. O chanfro é isolado para evitar a fuga de gás e na extremidade oposta é feito um furo na lã para permitir a saída do gás assegurando o débito desejado (fig.19) [44].

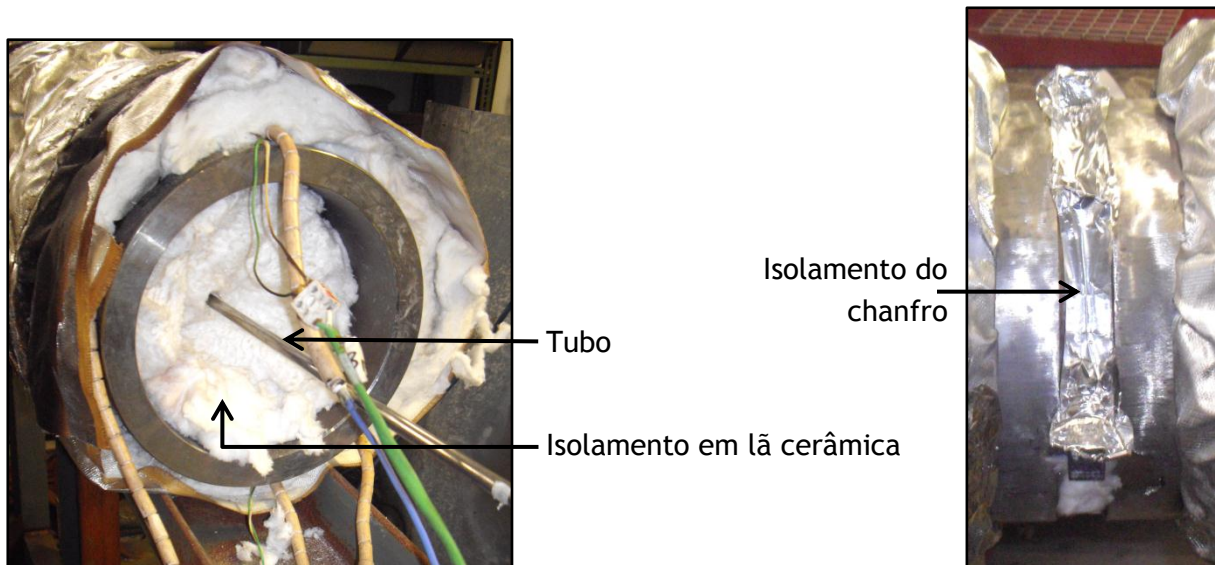


Figura 19 - Montagem para proteção gasosa do interior dos tubos.

- Durante a soldadura:

- 1) **Controlo da temperatura de pré-aquecimento e entre passes:** o controlo da temperatura de pré-aquecimento é assegurado com recurso à unidade móvel de tratamento térmico que exhibe os valores registados pelos termopares num painel; segundo a norma EN 13916, a medição da temperatura entre passes deve ser feita no cordão ou no metal imediatamente adjacente, para essa medição utilizou-se um pirómetro a laser *Peak Tech 4980* (fig.20) [43].



Figura 20 - Medição da temperatura entre passes com um pirómetro a laser

- 2) **Medição e controlo dos parâmetros de soldadura:** para cada passe de soldadura devem ser medidos, controlados e registados: amperagem, voltagem e velocidade de soldadura; o amperímetro e voltímetro são ligados aos cabos da máquina de soldar *TransTig 1750 Puls*. Esta medição é de elevada importância permitindo calcular a entrega térmica do processo.
- 3) **Limpeza, inspeção visual e medição dos passes:** no final de cada passe é medida a sua largura e registada a sua posição ao nível do chanfro; cada cordão é inspecionado visualmente para controlo de defeitos.

- Após soldadura:

- 1) **Inspeção visual final:** após limpeza, a soldadura é avaliada segundo os níveis de aceitação das descontinuidades referidos na norma EN 25817 (2000). A altura da sobresspessura do cordão é medida e não deve exceder $1+0,15b$ (b : largura do cordão); são igualmente inspecionadas a largura do cordão (deve ser constante) e a superfície [45].
- 2) **Tratamento térmico após soldadura, PWHT:** para este estudo as três soldaduras sofreram o mesmo PWHT a $760\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante aproximadamente uma hora; os termopares do tipo K são soldados no centro da superfície do cordão às 6 h e às 12 h; as resistências elétricas são posicionadas igualmente em cima da soldadura, devendo apresentar o comprimento mínimo indicado na figura 21, com base na norma AWS D10.10 (e B31.1) [22, 46].

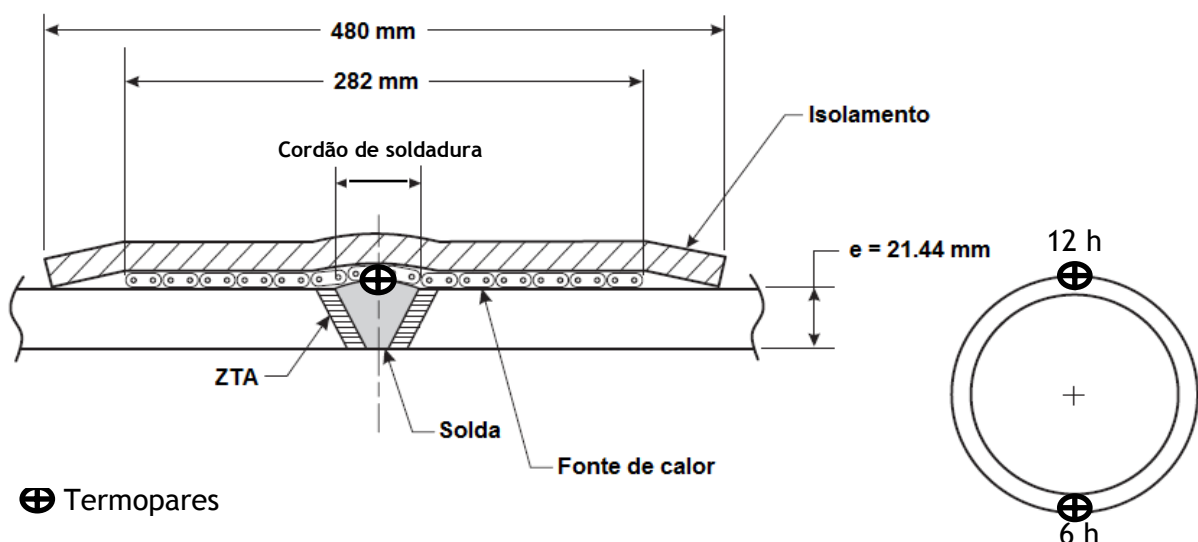


Figura 21 - Posicionamento dos termopares e comprimento mínimo das resistências elétricas e isolamento [46].

- 3) **Ensaio não destrutivo:** foram realizados dois ensaios não destrutivos para identificação de descontinuidades internas: ensaio por ultrassons e raio-X.
- 4) **Ensaio destrutivo:** os ensaios de tração, impacto e dureza são os ensaios destrutivos escolhidos para avaliar o comportamento mecânico das soldaduras.

Ensaio de tração transversal à soldadura:

- os provetes foram maquinados na *Portugen Energia* com as dimensões referidas na figura 22 segundo a norma BS EN 895 (1995) [47]:

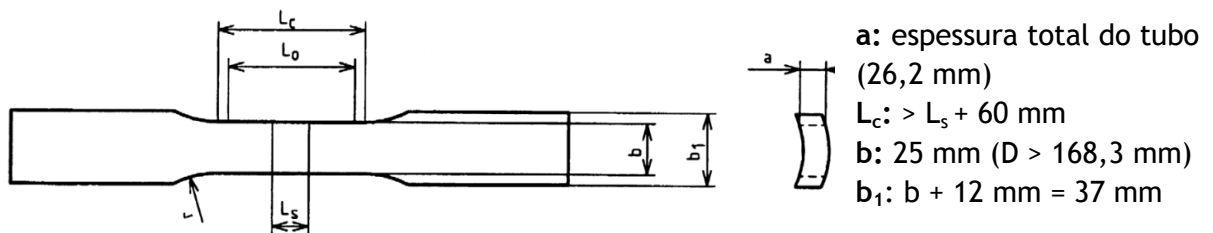


Figura 22 - provete de tração transversal à soldadura [47]

- os ensaios de tração foram realizados numa máquina Shimadzu UH 1000kNI.

Ensaio de impacto: foram maquinados provetes com entalhe em V de três zonas diferentes (metal base, metal fundido e zona termicamente afetada); as dimensões dos provetes (fig.23) e o posicionamento dos entalhes (fig.24) foram definidos com base na norma BS EN 10045-1 (1990) [48].

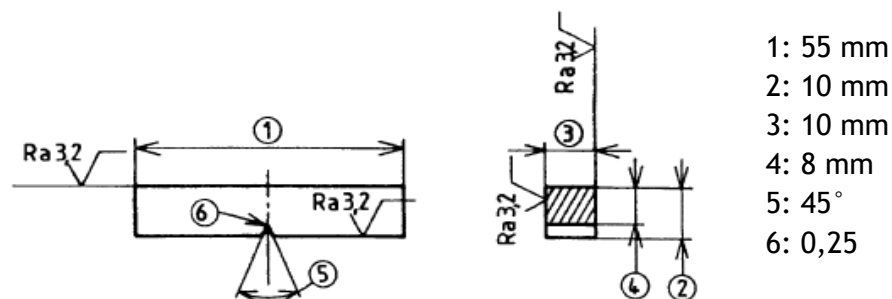


Figura 23 - Dimensões do provete de impacto com entalhe em V [48]

Metal fundido	Zona termicamente afetada	Metal base

Figura 24 - Localização do entalhe em V [48]

- os provetes foram ensaiados num pêndulo *HOYTOM 300J AD2* com Projetor de Perfis.

Ensaio de dureza: de cada soldadura foi retirada uma amostra para ensaios de dureza segundo a norma EN 1043-1 específica para juntas soldadas; realizou-se o ensaio num durómetro *DuraVision 20/30* da *EMCO-TEST* e do programa incorporado; a carga aplicada foi de 5 kg durante 15 s e realizaram-se indentações ao longo de três linhas (fig.25) [49].

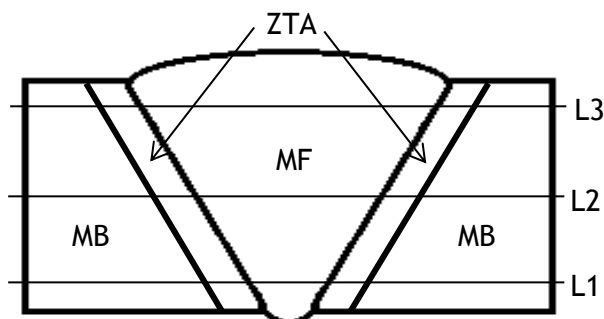


Figura 25 - Posicionamento das linhas de indentações para medição de durezas

- as linhas de indentações L1 e L3 foram traçadas a 4 mm das extremidades. A linha L2 está situada no centro da amostra (13 mm). Foram então realizadas várias indentações, com um espaçamento mínimo entre si de 0,7 mm.

- em cada linha mediu-se 15 durezas, 3 por zona (MB, ZTA, MF, FTA, MB).

Ensaio de dilatometria: O conjunto de ensaios de dilatometria visou determinar as temperaturas de início (M_s) e de fim (M_f) da transformação martensítica no metal base para permitir a determinação, de forma empírica e gráfica, da temperatura de pré-aquecimento (4) para a segunda soldadura. O procedimento e resultados desse ensaio serão detalhados posteriormente.

Além disso executou-se ensaios de dilatometria com provetes extraídos em diferentes zonas (raiz, centro e topo) do metal fundido. O objetivo consistia em observar possíveis transformações de austenite residual através de um segundo PWHT aos provetes.

- os provetes cilíndricos com um comprimento nominal de 12 mm e um diâmetro de 2 mm foram ensaiados no dilatómetro de fraca inércia térmica DT1000 da *Adamel Lhomargy*.

5) Análise macro e microestrutural: A análise da microestrutura das soldaduras obriga à preparação metalográfica das amostras recolhidas.

- O desbaste foi realizado com a serie de lixas de SiC: 180-240-320-600-800-1000-4000 mesh. O acabamento superficial foi efetuado com suspensões de diamante de 1 μm .

- segundo o relatório técnico CR 12361 (1996), o ataque indicado para a caracterização microestrutural de juntas soldadas (metal base, ZTA e metal fundido) é realizado com uma solução com a seguinte composição: 100 ml de álcool (C_2H_5OH), 1 ml de ácido clorídrico (HCl) e 4 g de ácido pícrico [$C_6H_2OH(NO_2)_3$]. Um tempo de ataque de cerca três minutos é suficiente para revelar a microestrutura da soldadura [50].
- a análise microestrutural foi executada com o microscópio ótico *Leica DM 4000M*, com o programa de aquisição, tratamento e análise de imagens.
- as microestruturas foram também analisadas com microscopia eletrônica de varrimento (MEV) de alta resolução com microanálise por raio-X (EDS).

Todos os dados retirados do procedimento detalhado acima são relevantes para a elaboração de um documento técnico designado “especificação de procedimento de soldadura” (EPS). Essa elaboração é precedida por uma qualificação do procedimento de soldadura visando a aprovação do método de soldadura. Aquando da sua aceitação, o documento pode ser utilizado como referência para soldaduras futuras, permitindo uniformizar o método.

No caso das duas primeiras soldaduras apresentadas a seguir, foi tomada a precaução de registrar os diferentes dados para uma possível elaboração da especificação de procedimento de soldadura [51].

II.2 - Procedimento da 1ª Soldadura

O ciclo térmico da primeira soldadura é apresentado na figura 26. A temperatura de pré-aquecimento T_p , foi escolhida com base na norma americana ASME B31.1 que recomenda uma T_p mínima de 200 °C e na norma europeia EN 12952-5 que indica 150 °C mínimo. Foi então selecionada uma T_p que satisfaça estas duas normas: 200 °C.

Durante a soldadura foram registados (anexo A.3) os diferentes parâmetros de cada passe tais como a intensidade de corrente, a tensão, o tipo de corrente e a polaridade, o diâmetro e tipo de eléctrodo ou consumível utilizado. Foi igualmente apontada a sequência de passes ao longo do chanfro (fig.27) [22, 23].

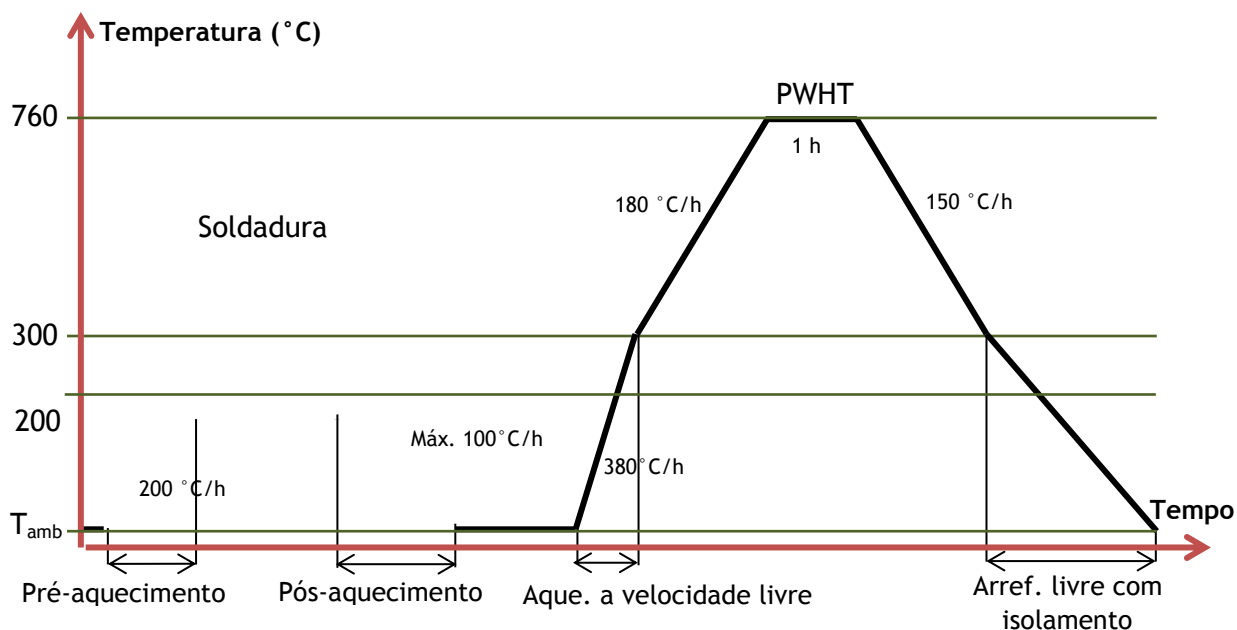


Figura 26 - Ciclo térmico da primeira soldadura

De realçar que o pós-aquecimento foi realizado com isolamento de lã cerâmica proporcionando uma taxa máxima de arrefecimento lento de aproximadamente 100 °C/h.

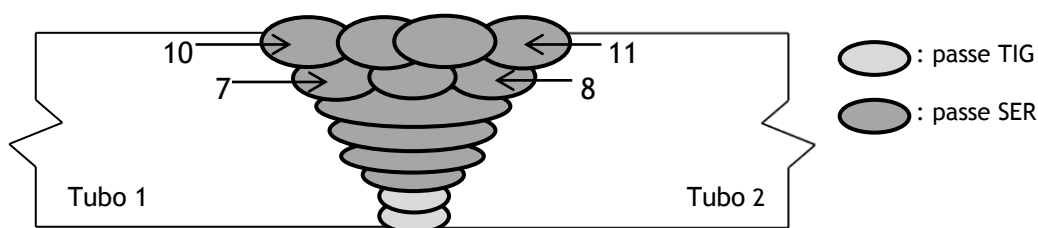


Figura 27 - sequência de passes da primeira soldadura

Antes, durante e após a soldadura todas as diferentes etapas foram alvo de controlo e inspeção e nenhuma revelou descontinuidades fora dos níveis de aceitação preconizados pelas normas já referidas. No que diz respeito aos resultados do ensaio não destrutivo por raio-X (anexo A.6), não revelou qualquer defeito no material, confirmando a conformidade da soldadura realizada.

II.3 - Procedimento da 2ª Soldadura

Antes de executar a segunda soldadura, é necessário definir a temperatura de pré-aquecimento através da curva de ensaio dilatométrico e da fórmula empírica já referida.

O ciclo térmico imposto ao provete durante o ensaio de dilatometria foi o seguinte:

- 1) Realização do vácuo para evitar uma oxidação excessiva do provete;
- 2) Aquecimento a uma taxa de 5 °C/s até 1050 °C (domínio austenítico);

- 3) Estágio de 5 minutos a 1050 °C;
- 4) Arrefecimento com uma taxa de 20 °C/s através de hélio para um melhor controlo da velocidade de arrefecimento e para uma não oxidação do provete.

II.3.1 - Resultado do ensaio dilatométrico

A curva “temperatura vs. dilatação” (fig.28) resultante do ensaio permitiu definir as temperaturas de início (M_s) e de fim (M_f) da transformação martensítica.

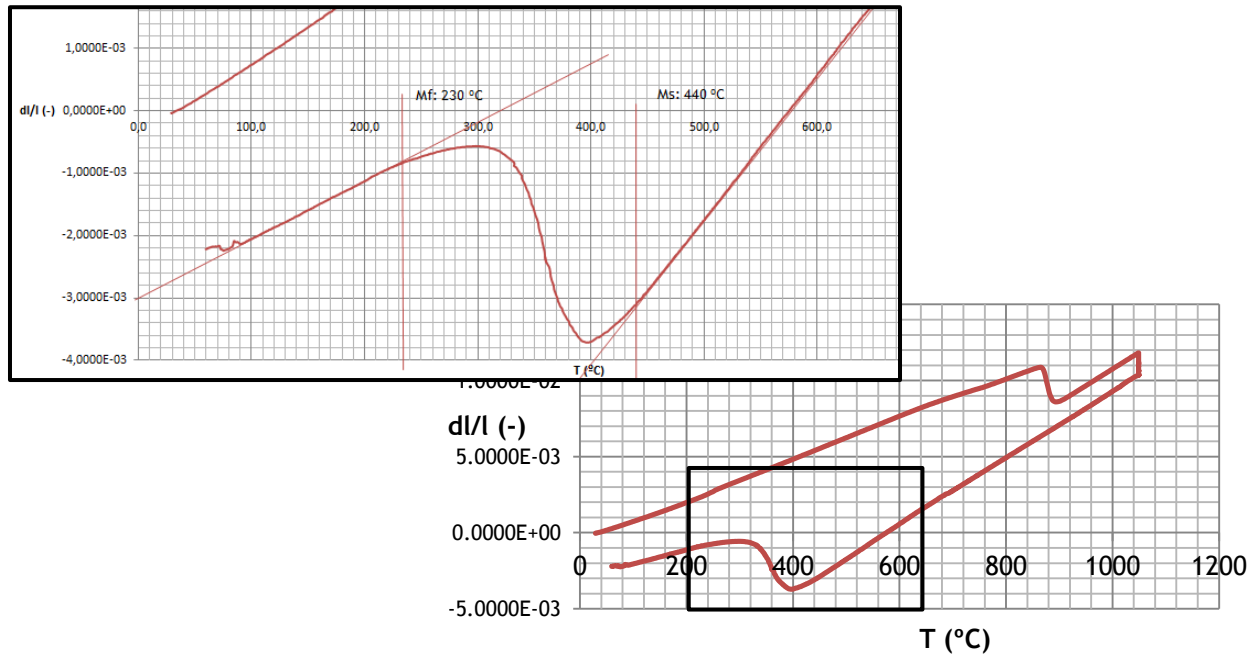
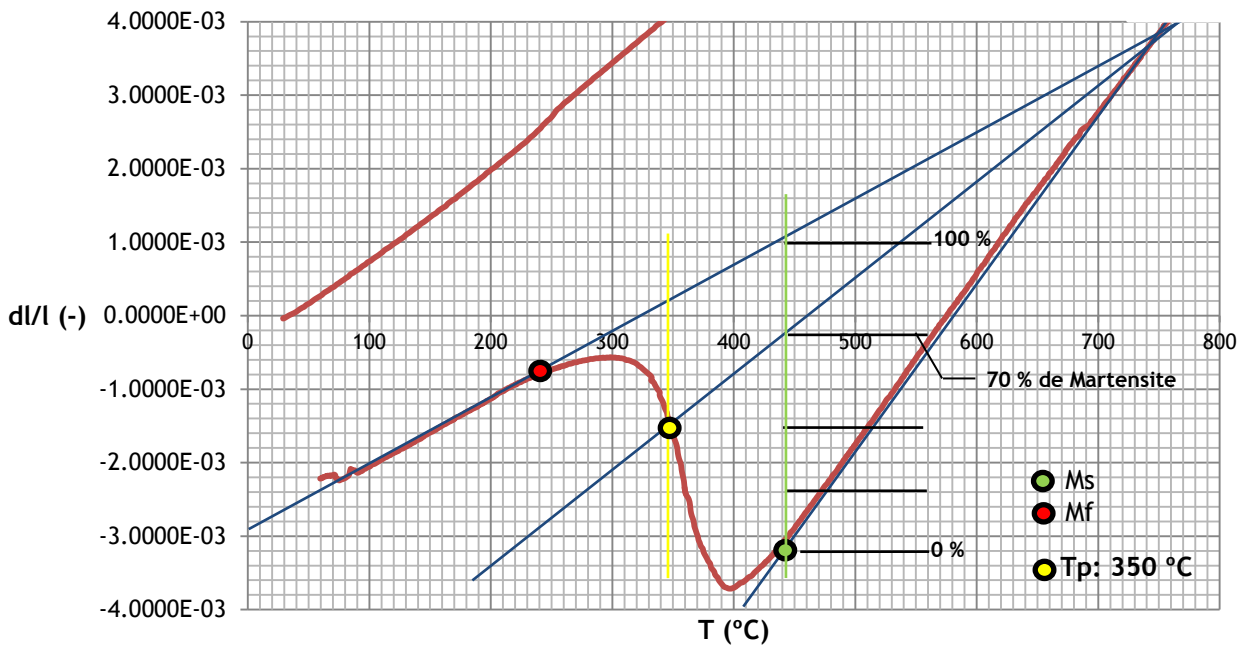


Figura 28 - Determinação de M_s e M_f a partir da curva dilatométrica.

Foi determinado um M_s de 440 °C. Utilizando a expressão (4) sugerida por Béres, determinou-se a temperatura de pré-aquecimento T_p :

$$\begin{aligned}
 T_p &= (M_s - 90) \pm 10 \text{ °C} [26] \\
 &= 440 - 90 \\
 &= 350 \text{ °C} \pm 10 \text{ °C}
 \end{aligned}$$

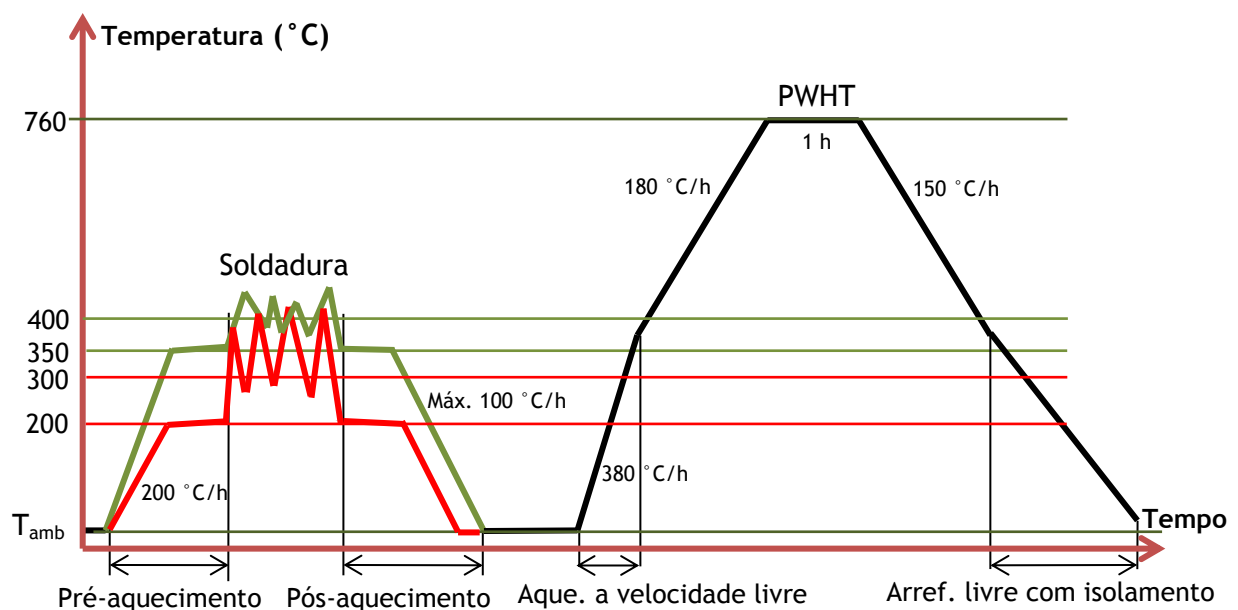
É interessante verificar que a partir do dilatograma (fig.29) para 70 % de martensite a temperatura de pré-aquecimento medida é semelhante à T_p calculada acima.



Portanto a segunda soldadura foi executada com uma temperatura de pré-aquecimento de 350 °C.

II.3.2 - Ciclo térmico da 2ª soldadura

A segunda soldadura, como já retratado, é sujeita a um pré-aquecimento a 350 °C com uma temperatura entre passes de 400-420 °C, a um pós-aquecimento e a um tratamento térmico após soldadura a 760 °C durante 1 h. Em termos de taxas de aquecimento e arrefecimento, os valores são semelhantes à primeira soldadura (fig.30).



Foram registrados, durante o processo de soldadura, os parâmetros de cada passe (anexo A.4). Na figura abaixo apresenta-se a sequência de passes ao longo do chanfro:

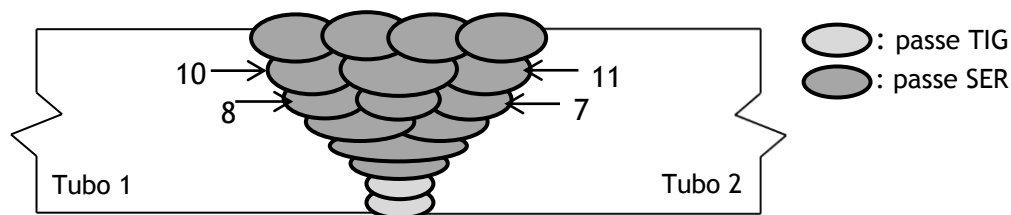


Figura 31 - Sequência de passes da segunda soldadura.

Tal como na primeira soldadura, a segunda não apresentou nenhuma descontinuidade fora dos níveis de aceitação indicados pelas normas referidas. O resultado do ensaio não destrutivo (anexo A.6) permitiu confirmar a conformidade da soldadura realizada certificando a ausência de defeitos na soldadura.

II.4 - Procedimento da 3ª Soldadura

Após selecionada a soldadura que apresentou melhores resultados (soldadura 1), essa é de novo executada nas mesmas condições. No entanto a falta de elétrodo revestidos de 3,25 mm obrigou o soldador a uma alteração ao nível da conformação da soldadura. Era exigido nesta soldadura 13 passes mas por causa desse imprevisto foram executados 11 passes (fig.32). Esse número menor de passes deve-se à utilização de elétrodo com um diâmetro superior (4 mm). Todas as informações sobre a soldadura estão apresentadas no anexo A.5.

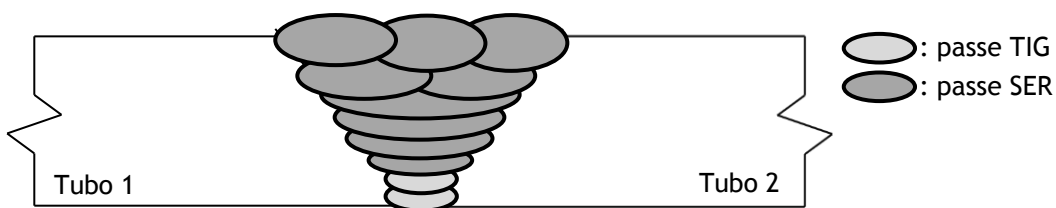


Figura 32 - Sequência de passes da terceira soldadura

Após soldadura e PWHT (760 °C durante 1h) o tubo soldado foi sujeito aos dois ensaios não destrutivos deste estudo. Confirmada a conformidade da soldadura (anexo A.7 e A.8), procedeu-se ao corte em partes aproximadamente iguais (fig.33). Essas partes de tubo soldado serão tratadas termicamente pelo mesmo PWHT já efetuado anteriormente. Cada parte de tubo será submetida a um número específico crescente de tratamentos térmicos após soldadura (tabela 6) lembrando que cada parte já foi sujeita a um PWHT.

Soldadura

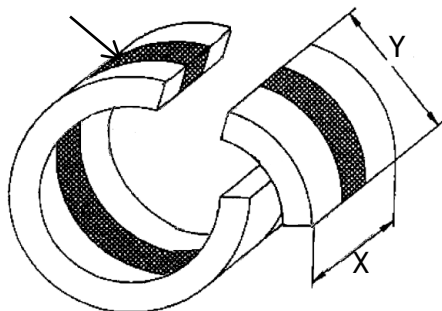


Tabela 6 - Dimensões e número de PWHT por parte de tubo

Parte nº	X (mm)	Y (mm)	PWHT nº
I	221	316	1
II	266	385	2
III	266	385	3
IV	248	316	4

Figura 33 - Corte do tubo soldado

As dimensões acima para cada parte de tubo foram definidas tendo como precaução possibilitar a extração de 3 provetes de ensaio de tração, 9 de impacto e uma amostra para análise macro e microestrutural. No entanto para a parte com menor dimensão (I) haverá um provete a menos de tração devido à falta de material. De salientar que foi reaproveitada uma parte da soldadura 1 para as partes I e IV.

Após corte cada parte de tubo é equipado com o devido equipamento já descrito para o tratamento térmico após soldadura tal como ilustrado na figura 34.

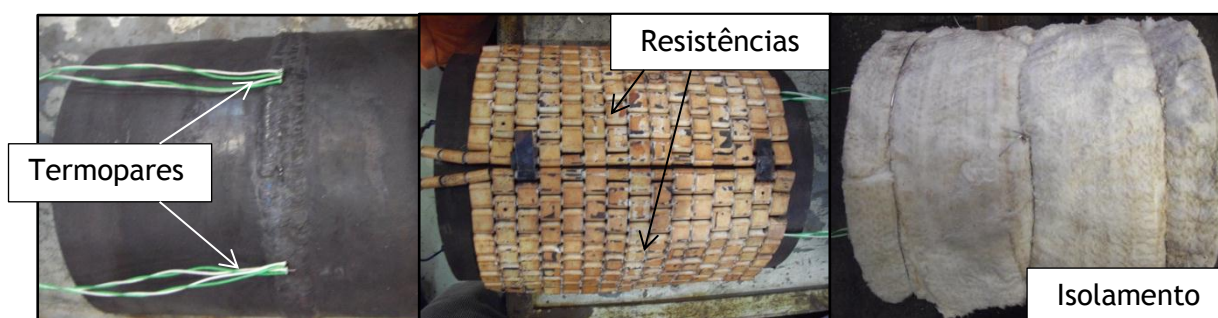


Figura 34 - Montagem de parte de tubo para tratamento térmico após soldadura

Foram posicionados termopares em duas localizações distantes permitindo assegurar a homogeneidade das temperaturas em toda a parte do tubo soldado e portanto a correta realização do tratamento.

Após cumprido o número de PWHT, cada parte de tubo é cortada e são maquinados os provetes de tração, impacto e extraída uma amostra para análise macro e microestrutural.

III - Apresentação e discussão de resultados

Tal como já referido a componente experimental deste estudo dividiu-se em duas partes. A primeira refere-se à influência da temperatura de pré-aquecimento (T_p) na microestrutura e propriedades mecânicas do aço P91 comparando-se uma T_p (200 °C - soldadura 1) selecionada com base em duas normas (americana e europeia) e uma outra (350 °C - soldadura 2) com base no cálculo empírico, apresentada por autores como Béres, para garantir a realização de uma soldadura dita martensítica. Os resultados obtidos (de seguida apresentados e discutidos) permitiram definir as condições da segunda parte do trabalho experimental.

Essa segunda parte visou executar uma sequência de tratamentos térmicos após soldadura (PWHT) realizada nas mesmas condições que a soldadura que apresentou melhores resultados na primeira parte. A sequência de cinco PWHT estabelecida visa analisar a evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas do tubo soldado ao longo dos tratamentos. Do ponto de vista industrial é importante determinar o limite máximo de repetições de PWHT sobre a mesma soldadura devido, por exemplo, a erros térmicos do tratamento (ex.: interrupções acidentais).

III.1 - Influência da temperatura de pré-aquecimento

A apresentação e discussão dos resultados deste primeiro estudo dividem-se em quatro partes: análise macro e microestrutural das duas soldaduras, análise dos resultados dos ensaios dilatométricos dos cordões de soldadura e finalmente a interpretação dos ensaios mecânicos.

III.1.1 - Análise de macroestrutura

A análise macroestrutural das soldaduras 1 e 2 após PWHT permitiu identificar as diferentes zonas constituintes reveladas por ataque químico: zona fundida (ZF), zona de ligação (ZL), zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base (MB). Essas zonas podem ser observadas nas figuras 35 e 36.

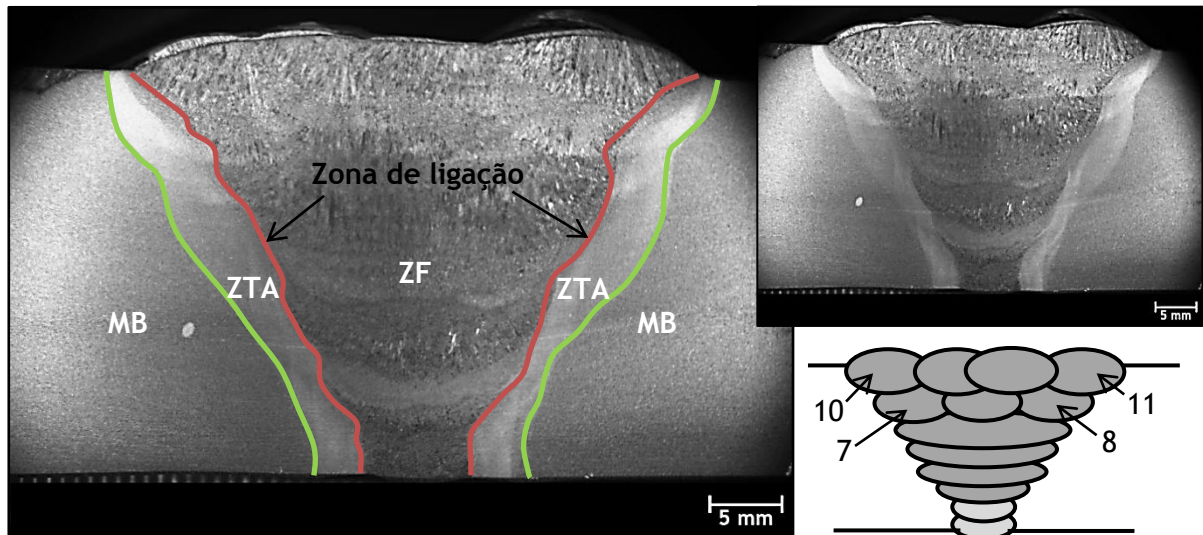


Figura 35 - Zonas constituintes da soldadura 1 (T_p 200 °C) com baixa ampliação (canto superior direito: macrografia original, canto inferior direito: sequência de passes)

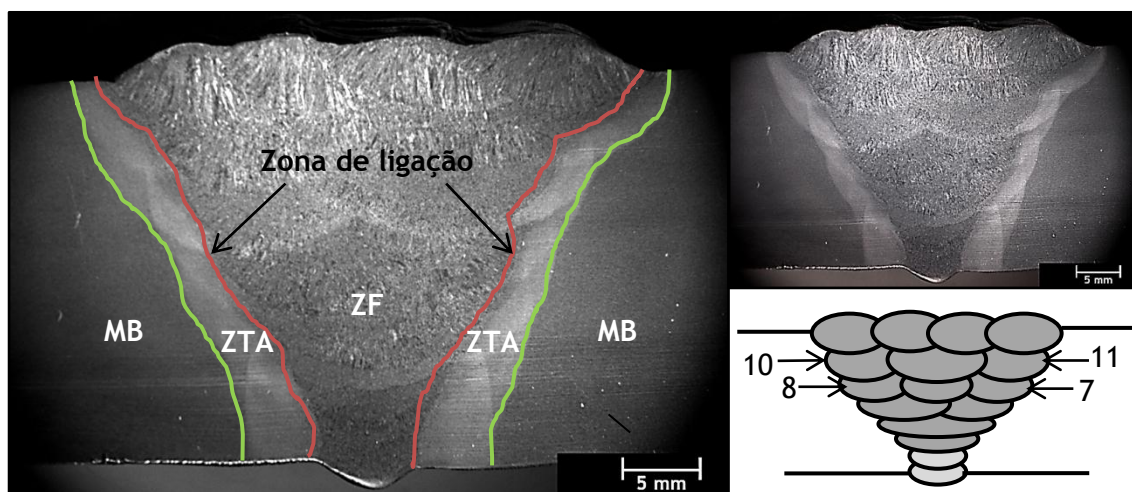


Figura 36 - Zonas constituintes da soldadura 2 com baixa ampliação (canto superior direito: macrografia original, canto inferior direito: sequência de passes)

Observando as duas macroestruturas pode-se afirmar que, de modo geral, as zonas termicamente afetadas são semelhantes, no entanto, constata-se ligeiramente uma maior espessura da ZTA na soldadura 1 (T_p 200 °C). De facto, com base nas tabelas 7 e 8 pode-se verificar que a primeira soldadura foi realizada com uma entrega térmica um pouco maior (1,33 kJ/mm) do que a soldadura 2 (1,30 kJ/mm) podendo originar uma zona termicamente afetada mais extensa. O contributo de uma maior T_p na soldadura 2 (T_p 350 °C) originou uma menor necessidade de calor (menor entrega térmica).

Tabela 7 - Valores de entrega térmica de cada passe para a soldadura 1 (Tp 200 °C)

Passe	1	2	3	4	5	6	7	8	9
ET	1,02	1,46	2,05	1,25	1,97	3,00	0,76	0,75	0,74
Passe	10	11	12	13	Média				
ET	1,10	1,11	1,06	1,06	1,33				

Tabela 8 - Valores de entrega térmica de cada passe para a soldadura 2 (Tp 350 °C)

Passe	1	2	3	4	5	6	7	8	9
ET	0,43	1,19	1,12	2,84	1,37	1,37	1,49	1,17	1,37
Passe	10	11	12	13	14	15	16	Média	
ET	1,41	1,27	1,12	1,06	1,10	1,13	1,38	1,30	

Com o auxílio da sequência de passes de cada soldadura apresentada (fig.35 e 36) e das tabelas 7 e 8 é possível associar o alargamento um pouco mais significativo da ZTA no centro da amostra da soldadura 1 aos valores máximos de entrega térmica correspondentes aos passes 5 e 6 situados nessa precisa zona central.

O tamanho de cada passe está igualmente ligado à entrega térmica e portanto ao alargamento da zona termicamente afetada. A soldadura 2 com um número total de passes maior (16) do que a soldadura 1 (13) indica que foi realizada com elétrodos de menor diâmetro e portanto com menor necessidade de entrega térmica para fundir o metal de adição originando uma ZTA menos extensa.

Outro aspeto é a soldadura 2 apresentar uma maior zona recristalizada no centro do metal fundido atribuída a um maior número de passes originando uma maior proporção de zona recristalizada através do reaquecimento dos passes anteriores. Este fenómeno de recristalização provoca alterações nas propriedades mecânicas da zona fundida que serão à frente apresentadas [52, 53].

Entende-se então que tanto a entrega térmica como a temperatura de pré-aquecimento influenciam o tamanho da ZTA. Esses dois parâmetros quando aumentados causam um aumento da temperatura máxima atingida durante a soldadura, uma redução da velocidade de arrefecimento e um aumento do tempo de permanência a uma dada temperatura provocando o alargamento da zona termicamente afetada (menor gradiente térmico). No entanto considera-se que as diferenças são pouco notáveis entre estas duas soldaduras devido ao contrabalanço, explicado no capítulo I (secção I.3.4.1), entre a entrega térmica e temperatura de pré-aquecimento na soldadura 2 [11, 19, 20].

III.1.2 - Análise da microestrutura

A ordem de apresentação das microestruturas é a seguinte da direita para a esquerda: zona fundida (passes a TIG e passes a SER), zona termicamente afetada (ZTA 1 e 2) e metal base. Estas zonas, identificadas nas figuras 37 e 38 e posteriormente ilustradas com maior detalhe e ampliação, apresentam uma microestrutura típica do aço P91 com carbonetos e carbonitretos numa microestrutura martensítica revenida.

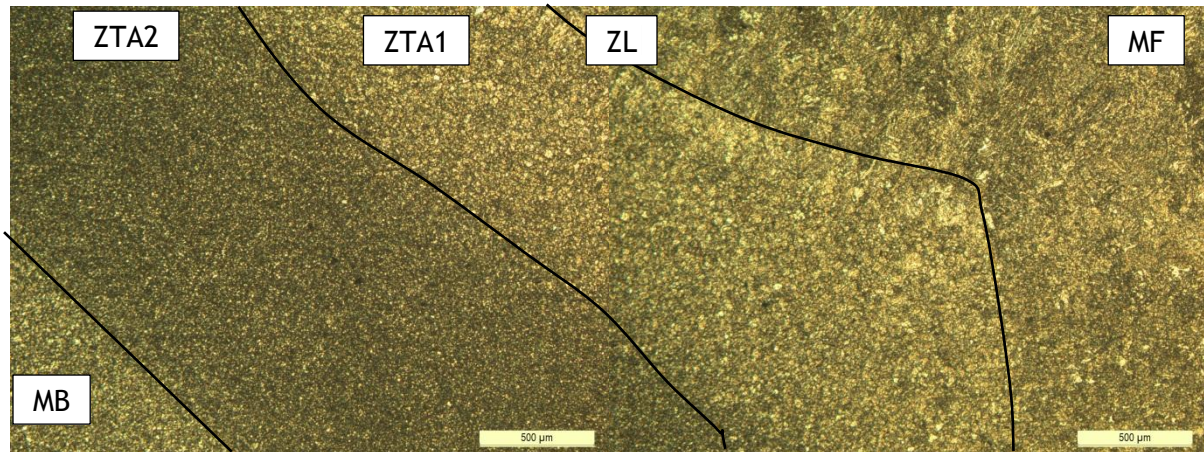


Figura 37 - Microestrutura da soldadura 1 (Tp 200 °C)

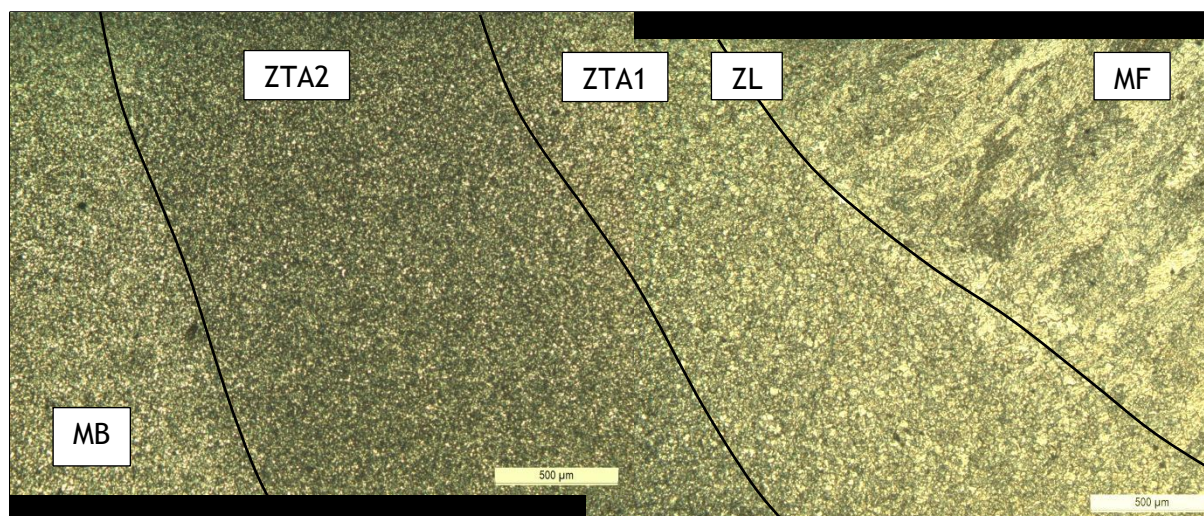
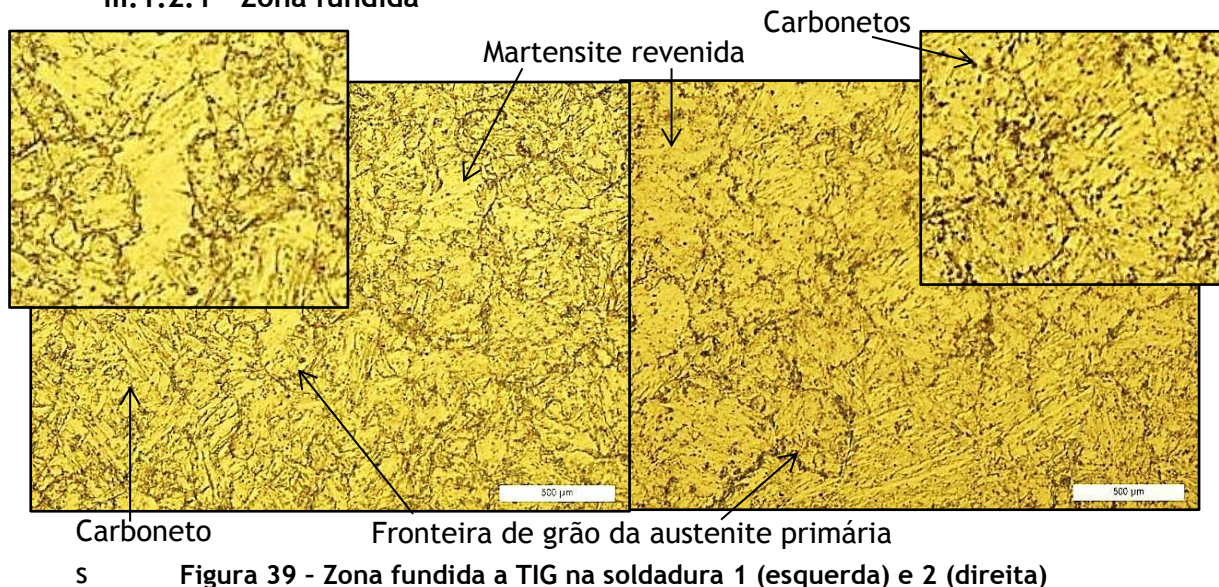


Figura 38 - Microestrutura da soldadura 2 (Tp 350 °C)

As imagens apresentadas acima são do topo de cada soldadura. Ambas as soldaduras apresentam microestrutura semelhante, típica da soldadura deste aço com zonas distintas: o metal fundido (MF) com grãos colunares grosseiros delimitado pela zona de ligação (ZL), a zona termicamente afetada composta por duas regiões distintas, a ZTA de grão grosso (ZTA 1) e de grão mais fino (ZTA 2). De salientar no entanto que foram apresentadas no capítulo I outras zonas (ex.: zona intercrítica) que não constam nestas figuras devido à impossibilidade em identificá-las. Nas figuras 39 a 44 comparam-se as diferentes zonas com maior detalhe.

III.1.2.1 - Zona fundida



Na figura 39, constata-se ligeiras diferenças entre as duas microestruturas. A imagem da soldadura 1 (T_p 200 °C) parece apresentar maior quantidade de carbonetos nas fronteiras de grão. Uma explicação possível poderá ser um valor de entrega térmica no passe 3 superior à média (ver tabela 7) causando um revenido mais intenso nos passes anteriores feitos a TIG resultando numa maior precipitação dos carbonetos. No entanto, como se poderá observar mais à frente na figura 46, os valores de dureza na zona fundida a TIG das duas soldaduras são relativamente próximos, o que é contraditório visto que essa maior precipitação deveria provocar uma diminuição da dureza na soldadura 1 [52, 53].

Nos passes executados por soldadura por elétrodo revestido (SER) são apresentadas duas microestruturas por soldadura correspondentes à zona colunar grosseira e à zona recristalizada de um passe.

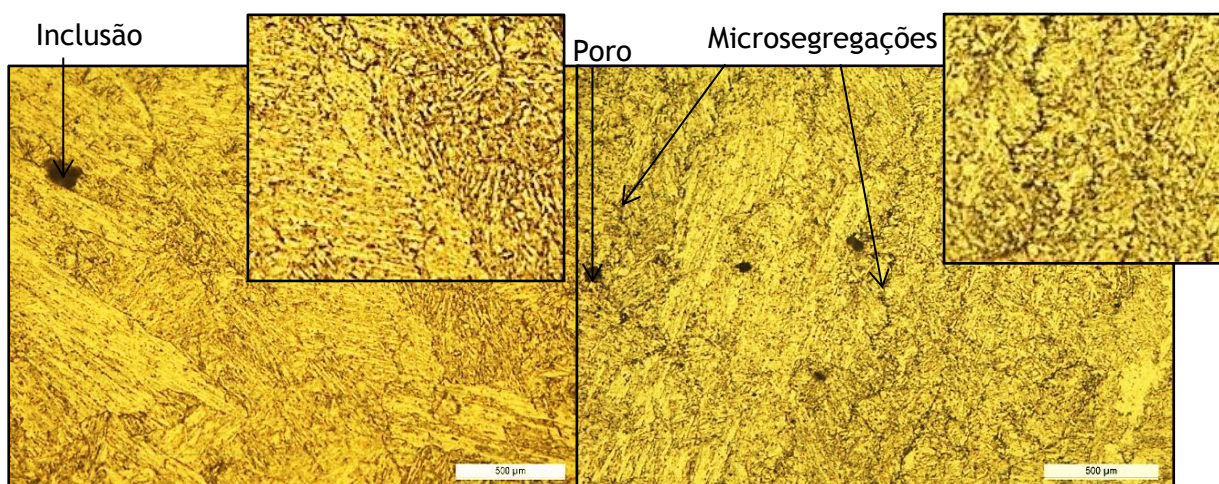


Figura 40 - Zona fundida colunar da soldadura 1 (esquerda) e 2 (direita) por SER

Na zona colunar do metal fundido a SER acima constata-se diferenças mínimas. Estas imagens microestruturais provêm dos passes 10 e 13 (topo do cordão) respetivamente da soldadura 1 e 2. Esses passes apresentam entregas térmicas bastante próximas. No entanto observa-se a presença de microsegregações na soldadura 2 que poderão conter austenite residual (dúctil) o que provocaria um abaixamento da dureza nesta zona.

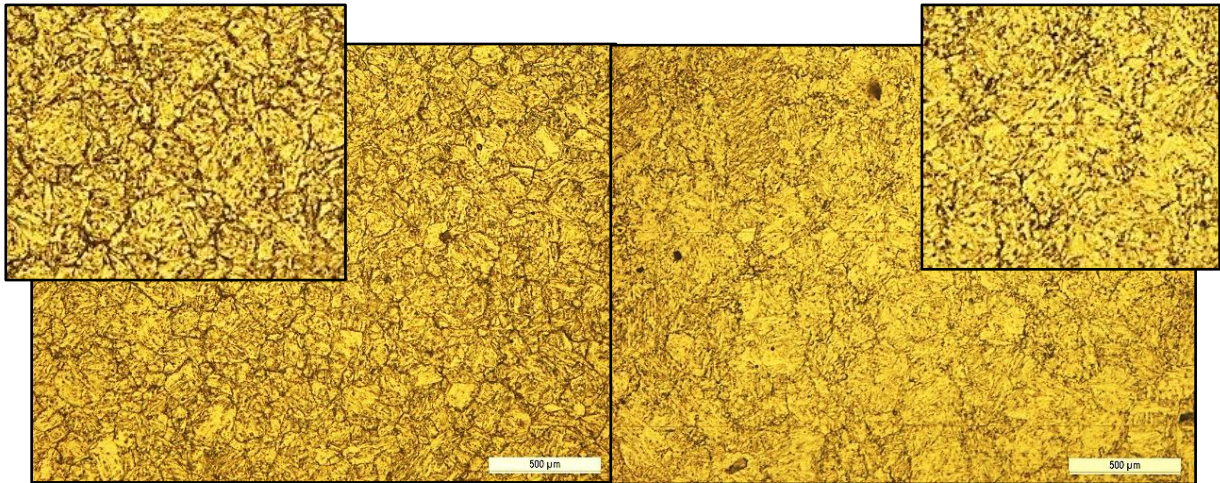


Figura 41 - Zona fundida recristalizada da soldadura 1 (esquerda) e 2 (direita) por SER

Ao contrário da zona colunar, na zona recristalizada do metal fundido observa-se uma diferença mais significativa nas duas soldaduras. A soldadura 2 parece apresentar um tamanho de grão maior possivelmente devido a velocidades de arrefecimento mais lentas e temperaturas mais elevadas devido à contribuição do pré-aquecimento mais alto (350 °C).

De modo geral a zona de metal fundido por SER da soldadura 1, tanto no topo do cordão da soldadura como no centro, apresentou maior dureza do que a soldadura 2 (ver fig.47 e 48) que, segundo a observação das imagens associadas, deve-se a um maior tamanho de grão na zona recristalizada e, possivelmente, à presença de microsegregações.

III.1.2.2 - Zona termicamente afetada

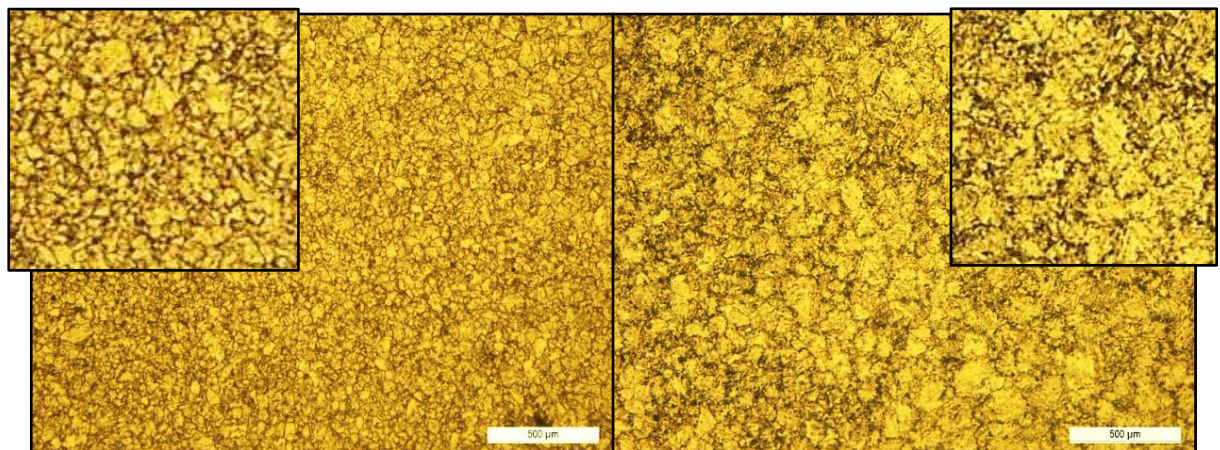


Figura 42 - Zona termicamente afetada de grão grosseiro da soldadura 1 (esquerda) e 2 (direita) - ZTA 1

A figura 42 apresenta duas microestruturas de grão grosseiro, sendo notória a diferença de tamanho de grão entre as duas soldaduras; a soldadura 2 apresenta grãos maiores, considerando-se de novo que esteja relacionado com a temperatura de pré-aquecimento mais elevada que pode originar um aumento da temperatura máxima atingida e do tempo de permanência a temperaturas mais altas [53].

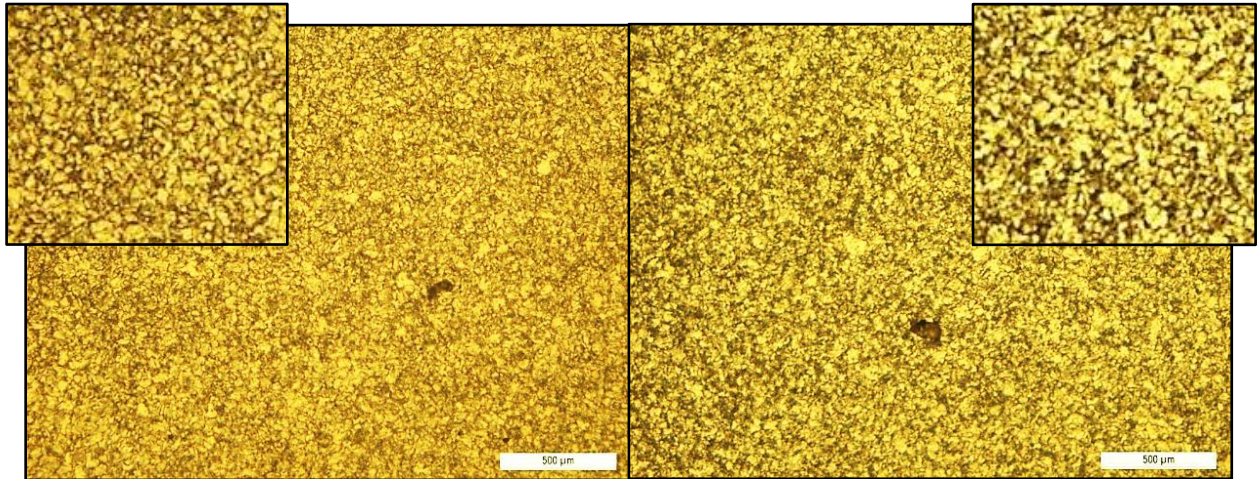


Figura 43 - Microestrutura da zona termicamente afetada de grão fino da soldadura 1 (esquerda) e 2 (direita) - ZTA 2

Pelas mesmas razões a ZTA de grão fino da soldadura 2 apresenta um tamanho de grão maior do que a 1 devido a uma temperatura de pré-aquecimento superior.

Constata-se ao observar as imagens microestruturais relativas à ZTA em comparação com as do metal fundido, que a temperatura de pré-aquecimento pareceu ter um efeito mais significativo na ZTA. A explicação pode ser dada pelo facto das velocidades de arrefecimento serem gradualmente mais lentas com o abaixamento da temperatura originando tempos de permanência maiores quanto mais baixa for a temperatura.

No entanto estas diferenças microestruturais não se refletiram de forma significativa na comparação geral do perfil de durezas das duas soldaduras (fig. 46 a 48). Os valores médios eram sensivelmente semelhantes (ver tabela 9), apenas realça-se uma diferença mais acentuada dos valores máximos de dureza nas zonas termicamente afetadas. Esses valores correspondem à ZTA de grão grosseiro que, pela análise da figura 43, observa-se diferenças acentuadas do tamanho de grão. A soldadura 1 com um tamanho relativamente menor do que a ZTA da soldadura 2 apresentou uma dureza máxima mais elevada.

III.1.2.3 - Metal base

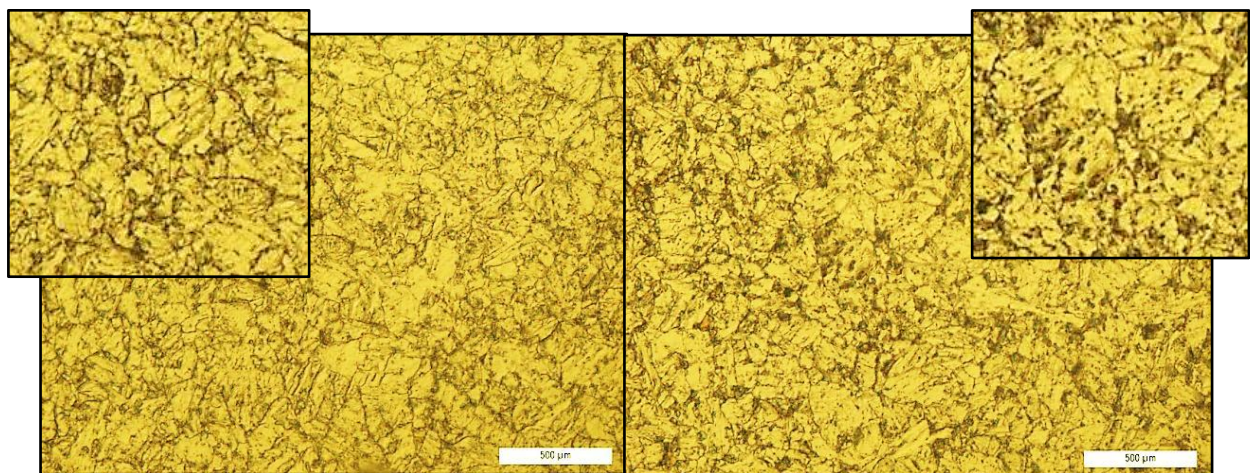


Figura 44 - Metal base na soldadura 1 e 2 (esquerda e direita)

A figura 44 apresenta uma semelhança microestrutural do metal base (MB) das duas soldaduras que se reflete nas durezas médias medidas (ver tabela 9), em que o metal base da soldadura 1 exibiu uma dureza média de 226 HV5 enquanto o da soldadura 2 foi de 220 HV5. Esta ligeira diferença de valores pode ser explicada pela utilização de uma T_p mais alta na soldadura 2 que provocou provavelmente um revenido não controlado um pouco mais intenso no metal base durante a soldadura originando uma precipitação ligeiramente mais grosseira na soldadura 2 (ver fig.44).

De salientar que estas microestruturas são diferentes da figura 13 do capítulo anterior correspondente à do metal base inicial. Tendo em conta que as imagens acima provêm de uma zona próxima da ZTA, possivelmente a T_p e a entrega térmica influenciaram a microestrutura do metal base. As durezas medidas (ver fig. 46 a 48) traduzem essa diferença microestrutural. De facto observando a tabela 9 o metal base das soldaduras 1 e 2 apresenta uma dureza média de 226 e 220 HV5 respetivamente. Em comparação com o metal base inicial (246 HV5) esses valores são mais baixos. Portanto estas imagens poderiam estar associadas à zona sobre revenida do MB (zona mais adjacente à ZTA).

II.1.3 - Ensaio dilatométrico - Austenite residual

Tendo como preocupação a possível presença de austenite residual devido a microsegregações nos cordões de soldadura, foram executados vários ensaios dilatométricos de provetes extraídos ao longo do cordão de soldadura. Os provetes foram aquecidos a 760 °C e arrefecidos a uma taxa de 5 °C/s até à temperatura ambiente para se detetar a transformação da austenite em martensite caso essa estiver presente. Para facilitar a interpretação das curvas dilatométricas (fig.45) apenas se apresenta o intervalo

de temperatura de transformação martensítica onde é possível observar uma mudança de declive, que se atribui à transformação da austenite em martensite [40].

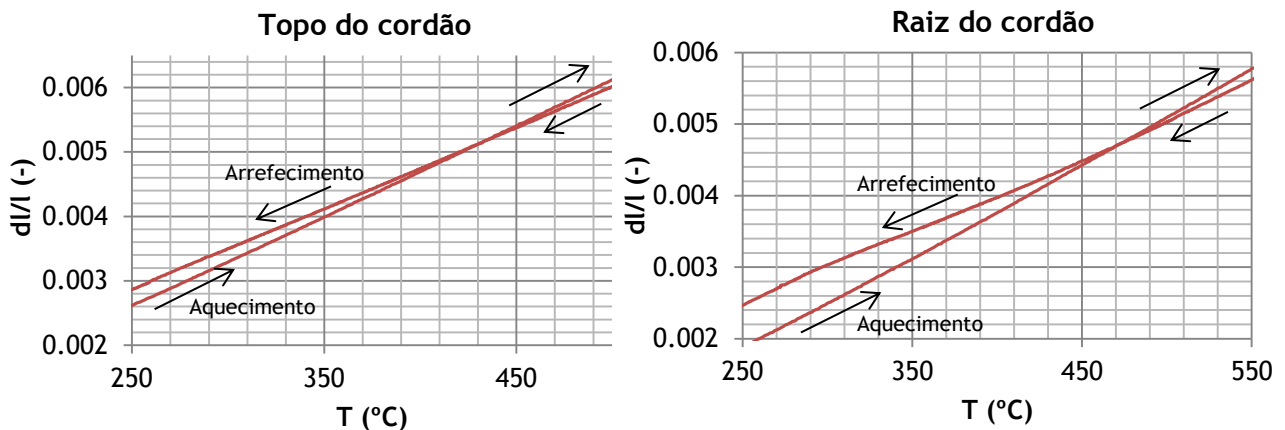


Figura 45 - Curvas dilatométricas do cordão da soldadura 2 (Tp 350 °C)

A curva dilatométrica relativa à soldadura 2 (Tp 350 °C) apresenta uma transformação de austenite em martensite (ver fig.45). A presença de austenite residual nestas zonas pode ser atribuída a microsegregações formadas no cordão (ver fig.40) devido a velocidades de arrefecimento suficientemente lentas tal como referido no capítulo I (secção I.3.10). Pode-se afirmar que para a soldadura 2 seria primordial executar um segundo PWHT tendo em vista transformar a austenite residual. A soldadura 1, com Tp menor (200 °C), não apresentou nenhuma transformação no arrefecimento; possivelmente, a maior taxa de arrefecimento pode ter impedido heterogeneidades significativas no cordão evitando assim a retenção de austenite [52, 53].

III.1.4 - Ensaio mecânicos

Foram realizados três tipos de ensaios mecânicos às duas soldaduras: ensaio de dureza, impacto e tração. Para cada ensaio serão apresentados os resultados e a respetiva discussão.

III.1.4.1 - Ensaio de dureza

Nos gráficos 46 a 48 apresentam-se perfis de dureza relativos à raiz, centro e topo das soldaduras 1 (Tp 200 °C) e 2 (Tp 350 °C). Na tabela 9 são expostos os valores máximos, mínimos e médios de cada zona. O andamento de cada perfil de dureza é típico deste aço e já foi apresentado no capítulo I (secção I.3.8). De relembrar que a dureza média inicial do metal base era de 246 HV5.

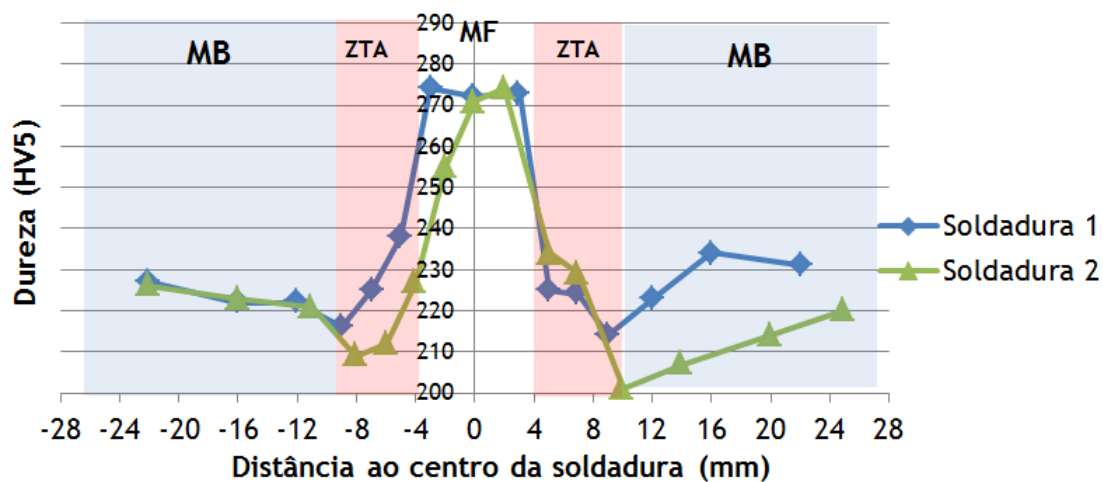


Figura 46 - Perfil de durezas na raiz das soldaduras

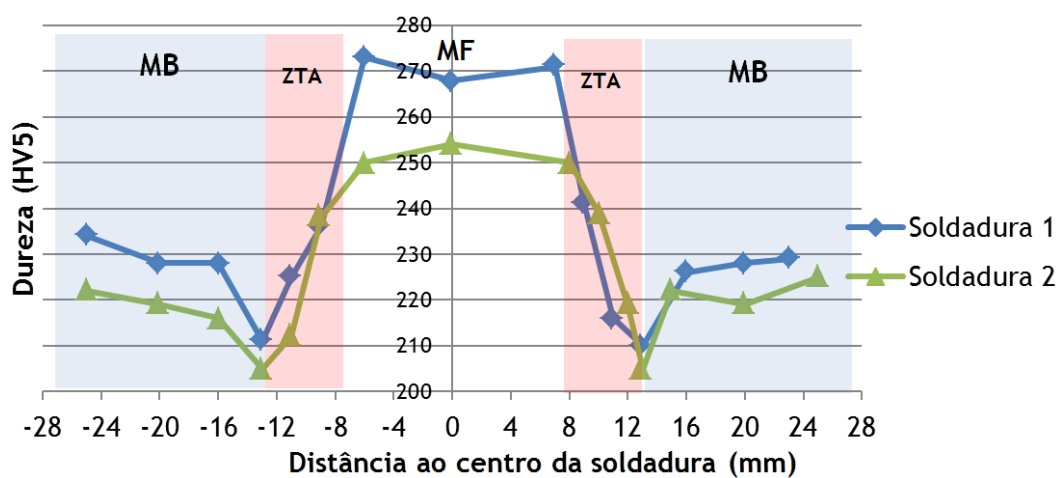


Figura 47 - Perfil de durezas no centro das soldaduras

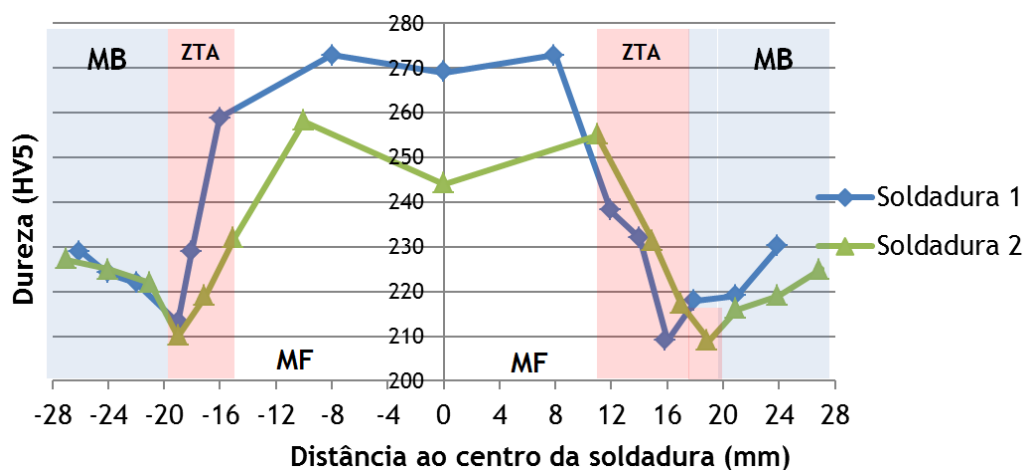


Figura 48 - Perfil de durezas no topo das soldaduras

Constata-se pela observação dos perfis de dureza acima que a soldadura 2 (Tp 350 °C) apresenta valores ligeiramente inferiores à soldadura 1 (Tp 200 °C). Essa diferença é mais acentuada no metal fundido (MF) à exceção da raiz onde se observa uma sobreposição de valores.

Tabela 9 - Valores de dureza Vickers (carga de 5 kg) das soldaduras 1 e 2

Zona	Soldadura	Dureza (HV5)		
		Máximo	Mínimo	Média
MF	1 (Tp 200 °C)	274	268	272
	2 (Tp 350 °C)	274	244	257
ZTA	1	259	209	222
	2	239	201	220
MB	1	234	218	226
	2	227	207	220

De forma geral as soldaduras 1 e 2 apresentaram valores de dureza próximos que cumprem os requisitos estabelecidos na literatura para este aço soldado (200-295 HV) tanto no metal fundido como no metal base [36].

De salientar novamente que a soldadura 1 é ligeiramente mais dura que a soldadura 2. Relembrando o objetivo principal da realização da segunda soldadura dita martensítica visava reduzir as tensões residuais no aço. Essa diminuição das tensões, entre outros fatores, provoca um abaixamento da dureza do aço e que se reflete de forma ligeira nos resultados acima obtidos.

Concluiu-se considerando que a diferença de durezas entre as duas soldaduras é pouco significativa, ou seja, as diferenças microestruturais observadas anteriormente não se traduzem no valor de dureza [19, 20].

III.1.4.2 - Ensaios de impacto

Os ensaios de impacto foram realizados no metal fundido (no centro), na zona termicamente afetada e no metal base. Os resultados estão apresentados na figura 49 tal como os valores seguintes:

- Valor médio de energia absorvida (200 J) do metal base (antes do processo de soldadura), tracejado preto;
- Valor médio mínimo de energia absorvida (47 J) de três provetes (ISO 3580-2004), tracejado vermelho;
- Valor mínimo de energia absorvida (38 J) de um provete (ISO 3580-2004), tracejado verde [54].

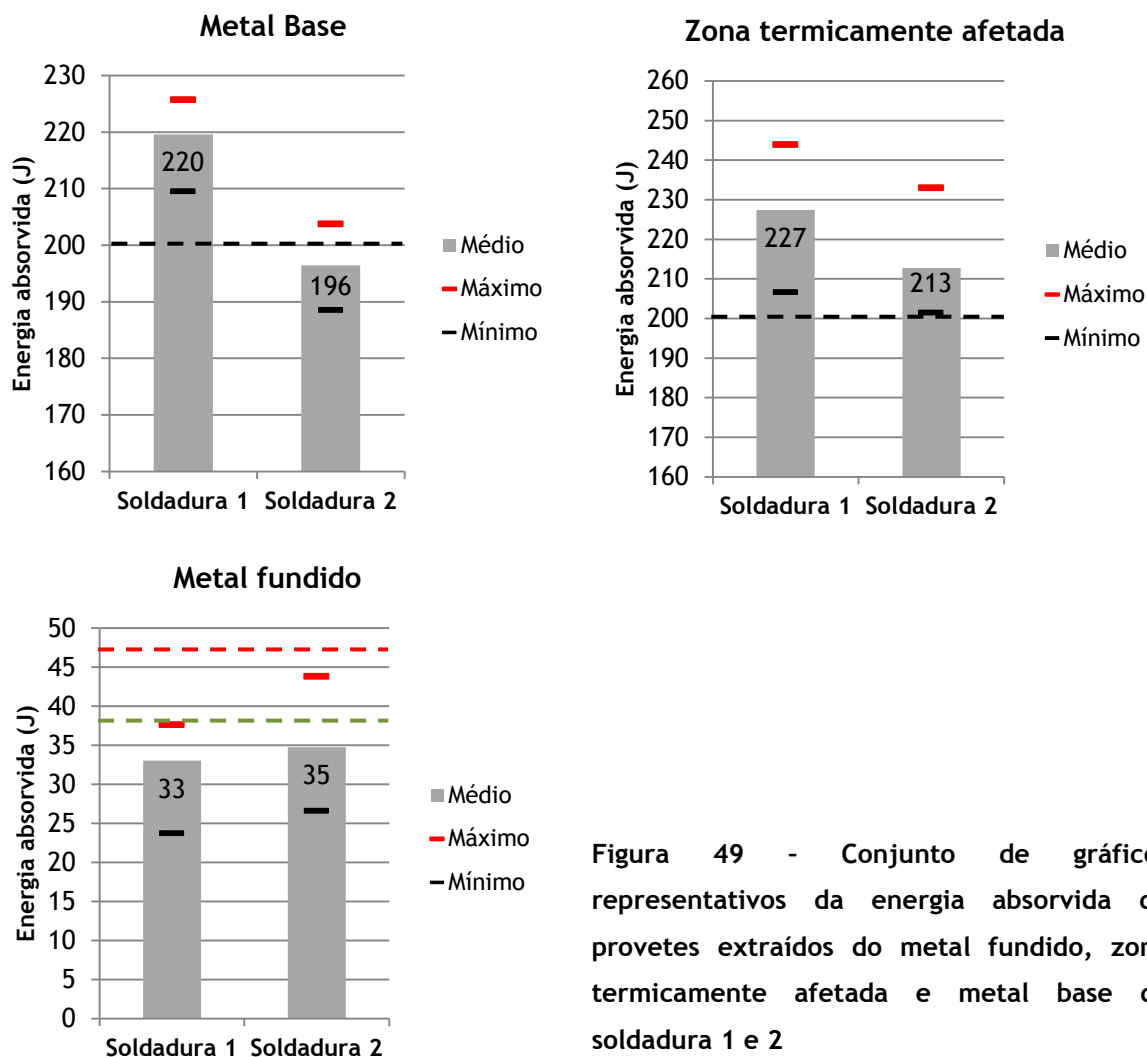


Figura 49 - Conjunto de gráficos representativos da energia absorvida de provetes extraídos do metal fundido, zona termicamente afetada e metal base da soldadura 1 e 2

Tal como nos ensaios de dureza a soldadura 1 demonstrou melhores resultados do que a soldadura 2. Neste caso a soldadura 1 apresentou uma tenacidade mais elevada do que a 2 à exceção do metal fundido. Essa zona, como já referido, apresenta aparentemente uma proporção de zona recristalizada no centro maior do que na soldadura 1. Os grãos equiaxiais são mais finos promovendo assim um aumento da energia absorvida pelo metal fundido. A redução de tensões na soldadura 2 favoreceu igualmente esse aumento de tenacidade em comparação com a soldadura 1.

Viu-se nas figuras 42 e 43 que a zona termicamente afetada da soldadura 1 apresentou grãos mais finos do que a 2 proporcionando uma maior resistência ao impacto nessa zona (fig. 49). À temperatura ambiente esta propriedade mecânica aumenta com o refinamento do grão da microestrutura.

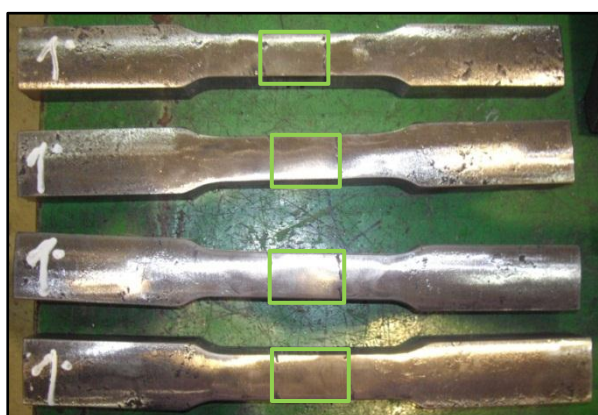
Porém conclui-se que globalmente os valores representados na figura 49 das duas soldaduras são próximos.

Quanto aos valores requeridos de energia absorvida indicados graficamente nenhuma das soldaduras encontra-se dentro do limite especificado pela norma ISO 3580 para o metal fundido. Porém em várias fontes bibliográficas, como por exemplo a Diretiva europeia 97/23/EC, valores acima de 27 J permitem considerar o metal fundido como suficientemente dúctil. Outras diretivas aconselham energias absorvidas superiores a 41 J. Por fim algumas especificações internas empresariais impõem valores entre 20 e 50 J.

No que diz respeito à ZTA os valores estão acima do valor médio obtido para o metal base inicial (200 J). No entanto o metal base da soldadura 2 apresentou um valor médio inferior ao metal base inicial, visto que o PWHT tem como objetivo, entre outros, melhorar a tenacidade do material soldado e não baixá-la, provavelmente um erro de ensaio ou do utilizador é a causa deste valor anormal [55, 56].

III.1.4.3 - Ensaio de tração

Foram ensaiados quatro provetes por soldadura (fig.50). Na tabela 10 são apresentados os valores da resistência mecânica (Rm) e do alongamento (A%). Na figura 51 é exibida igualmente a localização da fratura nos provetes de cada soldadura (fig.51).



Localização do cordão de soldadura (topo)

Figura 50 - Conjunto de provetes para ensaio de tração

Tabela 10 - Resultados do ensaio de tração para as soldaduras 1 e 2

	Soldadura 1 (Tp 200 °C)		Soldadura 2 (Tp 350 °C)	
	Rm (MPa)	A (%)	Rm (MPa)	A (%)
1º	684	17	682	18
2º	682	19	693	21
3º	680	18	677	19
4º	685	18	677	20
Média	683	18	682	19,5

Os resultados das soldaduras 1 e 2 são aproximadamente iguais. De realçar uma ligeira melhoria do alongamento com o aumento da temperatura de pré-aquecimento (diminuição das tensões internas). Em todos os provetes a zona de fratura transversal

localiza-se fora do cordão no metal base (a alguns milímetros do cordão) como se pode observar na figura 51.

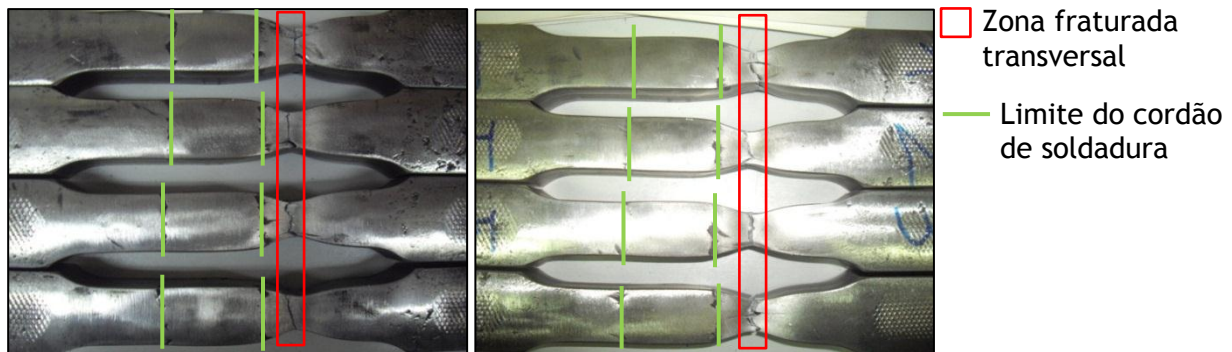


Figura 51 - Localização da fratura transversal e do cordão de soldadura na soldadura 1 (esquerda) e 2 (direita)

A localização da fratura fora do cordão ilustrada na figura 51 indica que o metal fundido apresenta uma resistência à tração superior à do metal base, demonstrando assim a qualidade final da junta soldada.

Os valores de R_m apresentados na tabela 12 são superiores aos valores referidos no certificado do material (586-706 MPa) e aos valores especificados pelas normas ASME II-A (585 MPa mín.) e EN 10216-2 (630-830 MPa). Os valores de alongamento estão ligeiramente acima do valor requerido nessas normas (17 % mín.) [57, 58].

Com base nos resultados obtidos nos ensaios anteriormente expostos pode-se considerar que a soldadura 1, com a temperatura de pré-aquecimento mais baixa (200 °C), apresentou as melhores propriedades mecânicas. Por outro lado, a ausência de austenite residual no cordão indica que a soldadura apresenta menos segregações químicas. Este fator foi determinante na escolha da soldadura 1 para a segunda parte do estudo. De salientar que, do ponto de vista económico e técnico, a execução da soldadura 1 com uma temperatura de pré-aquecimento menor proporciona melhor conforto ao soldador e menores custos energéticos. Em consequência esta soldadura foi alvo de uma qualificação para a elaboração de uma especificação do procedimento de soldadura.

III.2 - Tratamentos térmicos após soldadura

Nesta segunda parte são apresentados e discutidos os resultados dos tratamentos térmicos após soldadura (PWHT) relativos à microestrutura e às propriedades mecânicas atingidas. Será feita uma análise microestrutural e a interpretação dos resultados dos ensaios mecânicos. De relembrar que um PWHT corresponde a um aquecimento até 760 °C, seguido de um estágio de 1 h e de um arrefecimento até temperatura ambiente. Na tabela 11 apresentam-se as designações utilizadas e o número de PWHT correspondente a cada parte de soldadura.

Tabela 11 - Designação e número de PWHT de cada parte de tubo soldado.

Designação	Parte I	Parte II	Parte III	Parte IV
Nº de PWHT	2	3	4	5

III.2.1 - Análise microestrutural:

Nesta análise comparam-se as microestruturas de soldaduras com dois ciclos térmicos de PWHT (parte I) e com cinco (parte IV) permitindo apreciar a evolução microestrutural do aço durante os ciclos repetidos.

Em microscopia ótica as microestruturas apresentam-se bastante semelhantes pelo que a análise se focará em imagens obtidas em microscopia eletrônica de varrimento (MEV). No geral nessas imagens (fig.52 a 57) observam-se pequenos pontos brancos que poderão corresponder aos carbonetos de crómio do tipo $M_{23}C_6$ tal como o espectro da figura 52 indica (presença de crómio e carbono na zona 2), num fundo em tons de cinzento correspondente à martensite revenida. As manchas pretas e esféricas revelam porosidades ou inclusões originadas no processo de soldadura ou no fabrico do próprio aço. Foi associada a cada figura em MEV uma imagem onde foram apenas realçados os carbonetos (pontos brancos) facilitando a análise microestrutural.

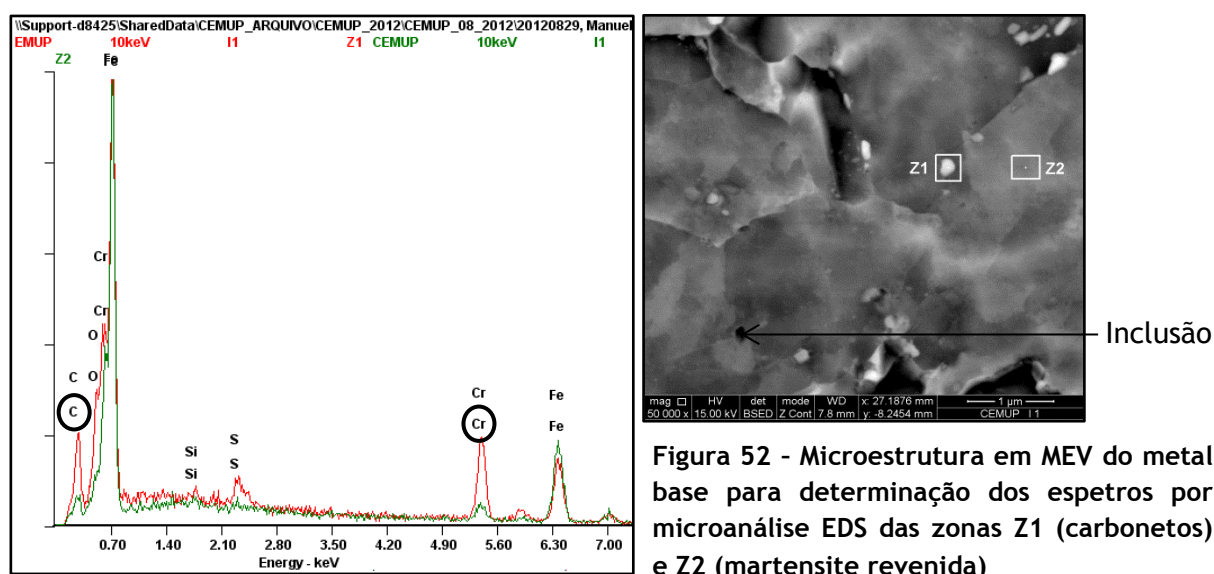


Figura 52 - Microestrutura em MEV do metal base para determinação dos espectros por microanálise EDS das zonas Z1 (carbonetos) e Z2 (martensite revenida)

Em seguida são apresentadas as diferentes zonas constituintes de cada soldadura: metal fundido a TIG e a SER, zona termicamente afetada e metal base.

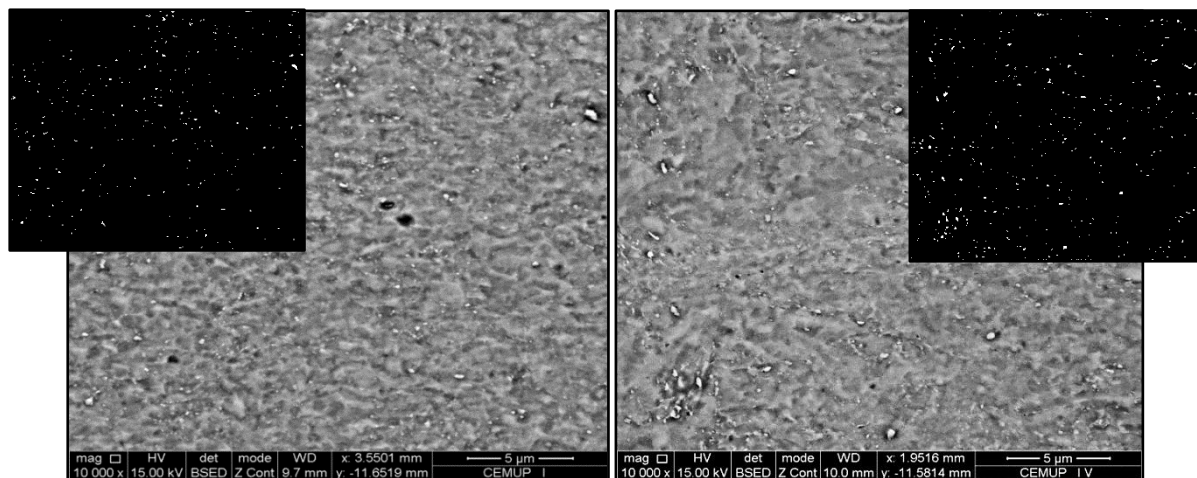


Figura 53 - Microestrutura em MEV do metal fundido a TIG da parte I (esquerda) e IV (direita)

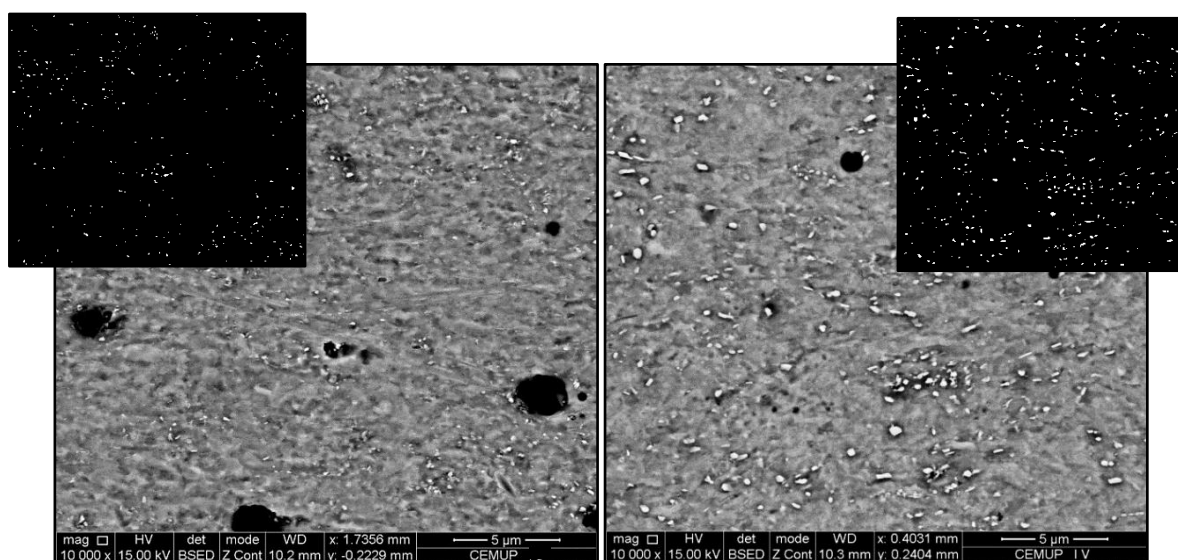


Figura 54 - Microestrutura em MEV no centro do metal fundido a SER da parte I (esquerda) e IV (direita)

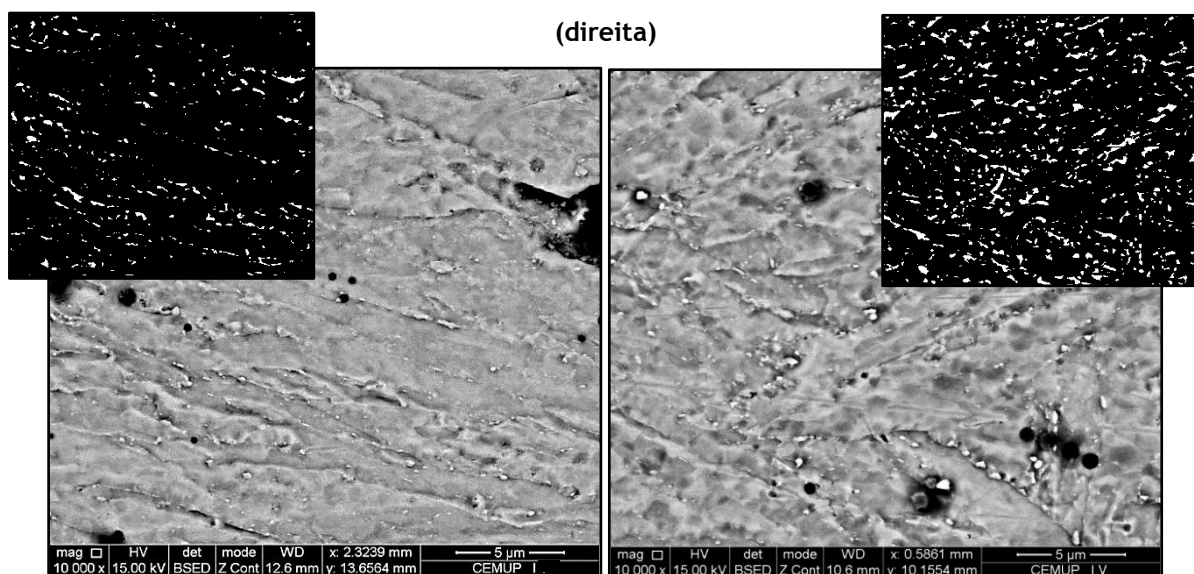


Figura 55 - Microestrutura em MEV do metal fundido a SER da parte I (esquerda) e IV (direita) no topo do cordão.

Após cinco tratamentos térmicos após soldadura (Parte IV) a microestrutura do metal fundido a TIG (fig.53) apresenta mais precipitados e ligeiramente mais grosseiros. Esta afirmação é apoiada pela medição dos precipitados apresentando um tamanho médio de 183 nm e uma aparente maior quantidade desses. Enquanto a microestrutura do metal fundido a TIG após dois PWHT (Parte I) apresentou carbonetos com um tamanho médio de 167 nm. Esta ligeira diferença de tamanho se traduz por valores de durezas relativamente próximos (ver fig.58).

No centro da soldadura a influência do tempo de revenido (PWHT) na microestrutura é mais significativa, sendo notável o aumento do tamanho dos carbonetos (de 205 nm para 401 nm) que se refletiu numa maior diminuição da dureza entre a parte I (2 PWHT a 760 °C) e a IV (5 PWHT a 760 °C) passando de aproximadamente 245 HV para 230 HV. No entanto a diferença de valores de energia absorvida (fig.61) entre essas duas soldaduras é mínima (44 para 45 J). O efeito de revenido do PWHT provoca um aumento do tamanho dos precipitados (rejeição do carbono na martensite para os precipitados), quanto mais repetições do tratamento mais intenso é esse aumento.

No topo da soldadura a variação é de 345 nm para 548 nm. É a zona que apresenta o maior tamanho médio de carbonetos após cinco tratamentos térmicos após soldadura. Porém os valores de dureza (fig.60) não demonstram ser inferiores em comparação com o centro da soldadura (menor tamanho de precipitados). De destacar a presença, ainda notável, de grãos colunares grosseiros na microestrutura que sofreu cinco PWHT consecutivos a 760 °C. O efeito de restauração da martensite através deste tratamento não parece ter sido suficientemente significativo nesta zona.

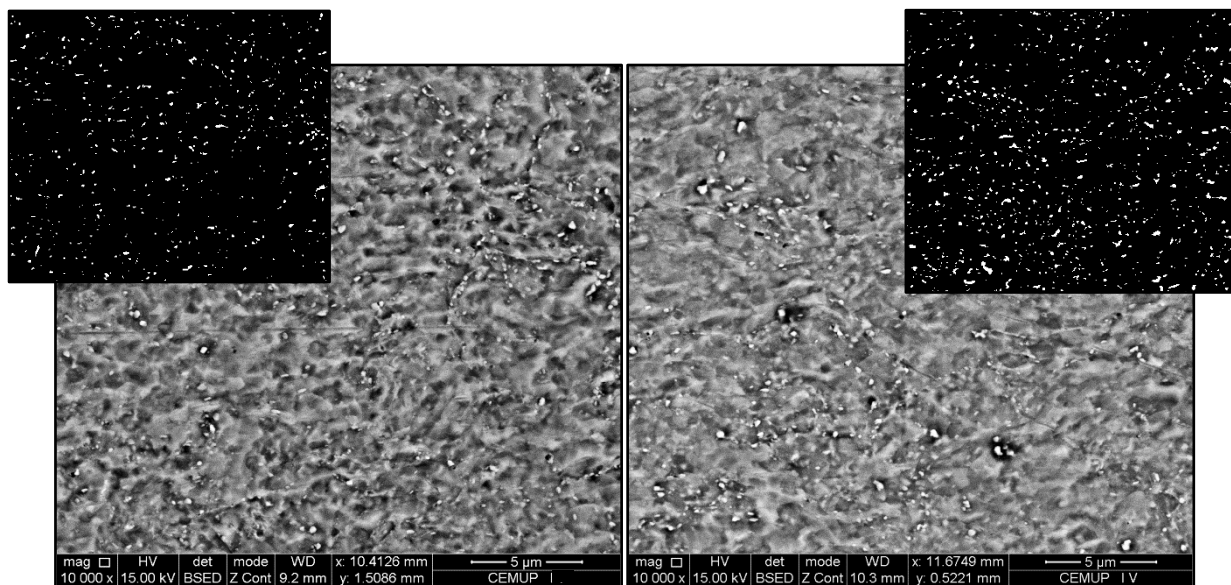


Figura 56 - Microestrutura em MEV da zona termicamente afetada da parte I (esquerda) e IV (direita)

Relativamente à microestrutura da ZTA verifica-se igualmente um acréscimo do tamanho dos carbonetos de 201 nm para 320 nm provocando uma ligeira diminuição da dureza (fig.58 a 60 e tabela 9) e um aumento da tenacidade (fig.61).

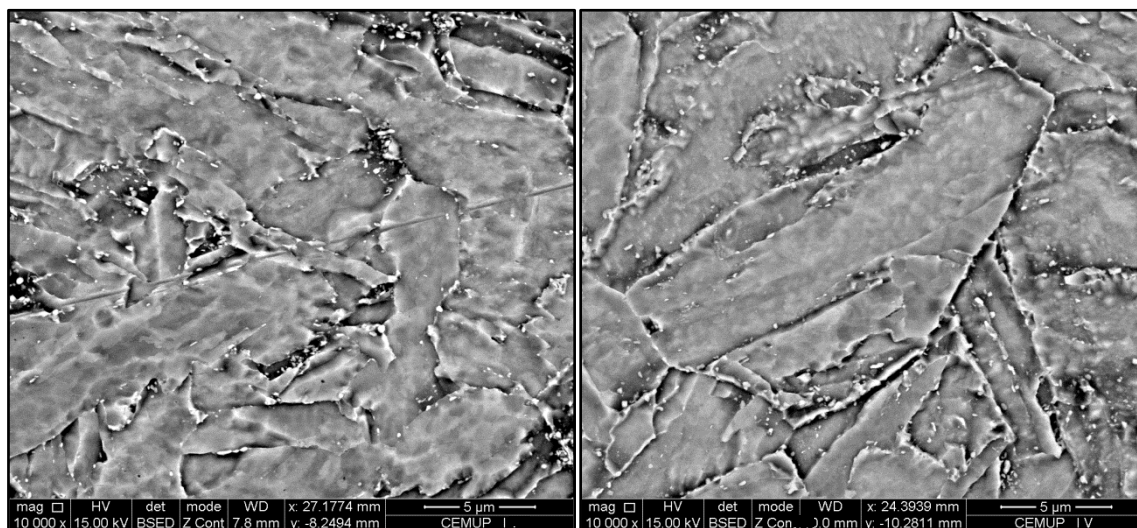


Figura 57 - Microestrutura em MEV do metal base da parte I (esquerda) e IV (direita)

Relativamente às imagens do metal base na figura 57 não foi possível determinar o tamanho dos carbonetos devido a um agrupamento desses nas fronteiras de grão tornando-os indistinguíveis individualmente para medição. No entanto pode-se observar nesta figura que as duas microestruturas não apresentam diferenças significativas que se refletem nos valores obtidos de dureza (fig.58 a 60) e tenacidade (fig.61) que são bastante próximos.

Em resumo pode-se afirmar que a sequência dos vários PWHT provocou um crescimento dos carbonetos; permitiu igualmente reduzir as tensões inerentes ao processo de soldadura e restaurar a martensite. Todas estas alterações afetam as propriedades mecânicas através de um aumento da ductilidade e da tenacidade da soldadura.

III.2.2 - Ensaio mecânicos

III.2.2.1 - Ensaio de dureza

Tal como referido no trabalho experimental foram feitas um total de 45 indentações em três linhas horizontais (15 indentações/linha) ao longo da amostra e localizadas ao nível da raiz (L1), centro (L2) e topo da soldadura (L3). Para cada zona da soldadura (metal base, ZTA e metal fundido) foram medidos três valores de dureza obtendo os perfis de dureza seguintes para todas as soldaduras deste estudo compreendendo igualmente os valores da soldadura 1 do primeiro estudo. Posteriormente uma tabela recapitulativa dos valores máximos, mínimos e médios para cada soldadura e

para cada zona será exposta. De referir novamente que a dureza do aço inicial é de 246 HV5.

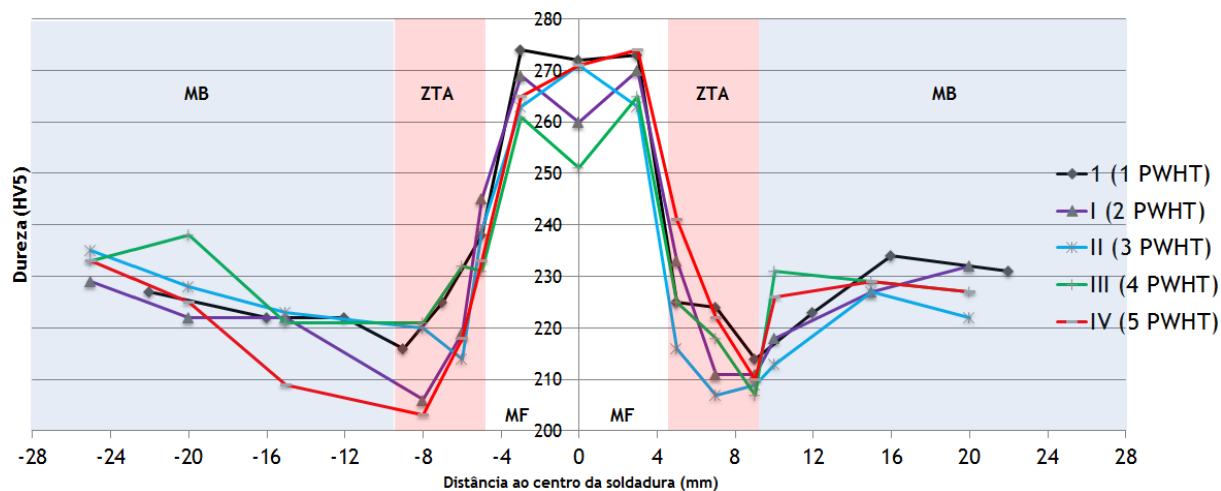


Figura 58 - Perfil de durezas na raiz das soldaduras

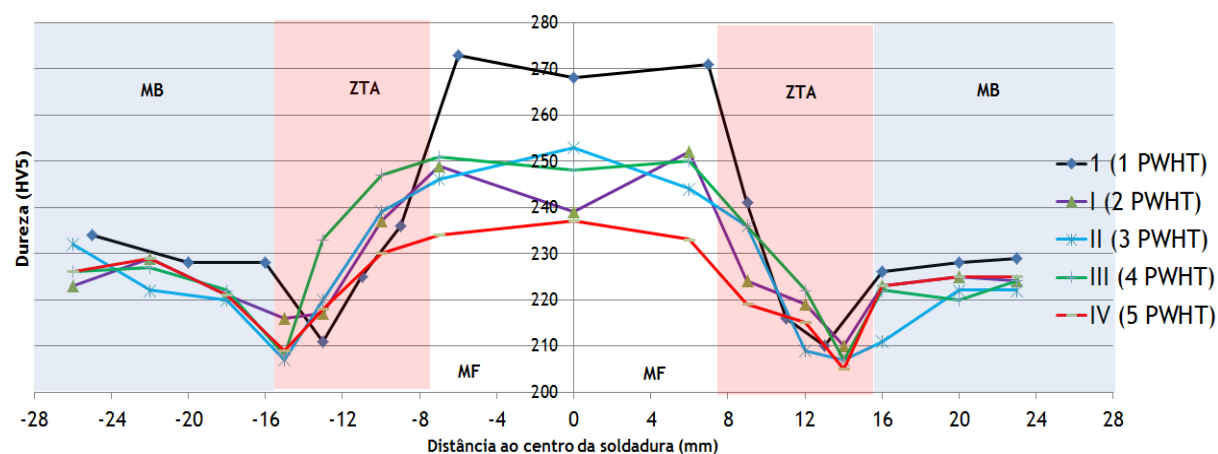


Figura 59 - Perfil de durezas no centro das soldaduras

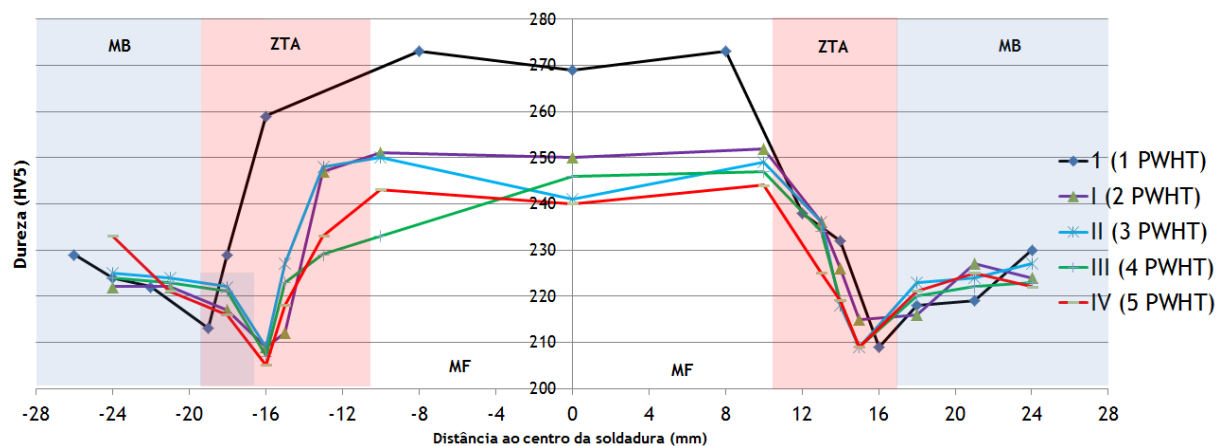


Figura 60 - gráfico do perfil de durezas no topo das soldaduras

Observa-se nas figuras 58 a 60 um decréscimo gradual da dureza tanto no metal fundido como na zona termicamente afetada com o aumento do número de tratamentos térmicos após soldadura devido, entre outros fatores, ao crescimento dos carbonetos

observado nas figuras 53 a 56. Enquanto para o metal base a dureza (inferior ao metal base inicial) mantém-se aproximadamente igual apenas com ligeiras variações. De notar que o gráfico da figura 58 relativo à raiz da soldadura foi o que apresentou uma evolução do perfil de dureza menos acentuada. Para o centro e topo da soldadura constata-se um decréscimo significativo entre as durezas da soldadura 1 do primeiro estudo e as durezas das outras soldaduras. No entanto a partir da soldadura I (2 PWHT) esse decréscimo é menos intenso.

Tabela 12 - Valores máximos, mínimos e médios de dureza (HV5) das soldaduras

Zona	Soldadura	Máx.	Mín.	Média	Zona	Máx.	Mín.	Média	Zona	Máx.	Mín.	Média
MF	1 (1 PWHT)	274	268	272	ZTA	259	209	222	MB	234	218	226
	I (2 PWHT)	270	239	247		247	206	222		227	216	223
	II (3 PWHT)	271	241	254		248	207	221		232	211	224
	III (4 PWHT)	265	233	250		247	207	223		238	220	225
	IV (5 PWHT)	274	233	249		241	203	218		233	209	224

Através da tabela 12 é possível observar de forma quantitativa a evolução da dureza consoante o número crescente de PWHT. Pode-se afirmar de forma geral uma redução ligeira da dureza média tanto na ZTA como no metal base. Nesse último a variação é mínima. Todavia o metal fundido apresentou o abaixamento mais significativo passando de 272 para 249 HV5. O valor mais baixo foi registado na ZTA (203 HV5) da soldadura IV (5 PWHT) que sofreu o número máximo de tratamentos térmicos após soldadura. No entanto todos estes valores estão situados no intervalo de durezas já especificado (200-295 HV). Alguns autores propõem valores mínimos aceitáveis iguais ou superiores a 190 HV ou 175 HV [24, 36].

III.2.2.2 - Ensaio de impacto

Os resultados dos ensaios de impacto dos provetes com entalhe em V localizados no metal base, na zona termicamente afetada e no metal fundido de cada soldadura são apresentados graficamente a jusante com os respetivos valores máximos, médios e mínimos (fig.61).

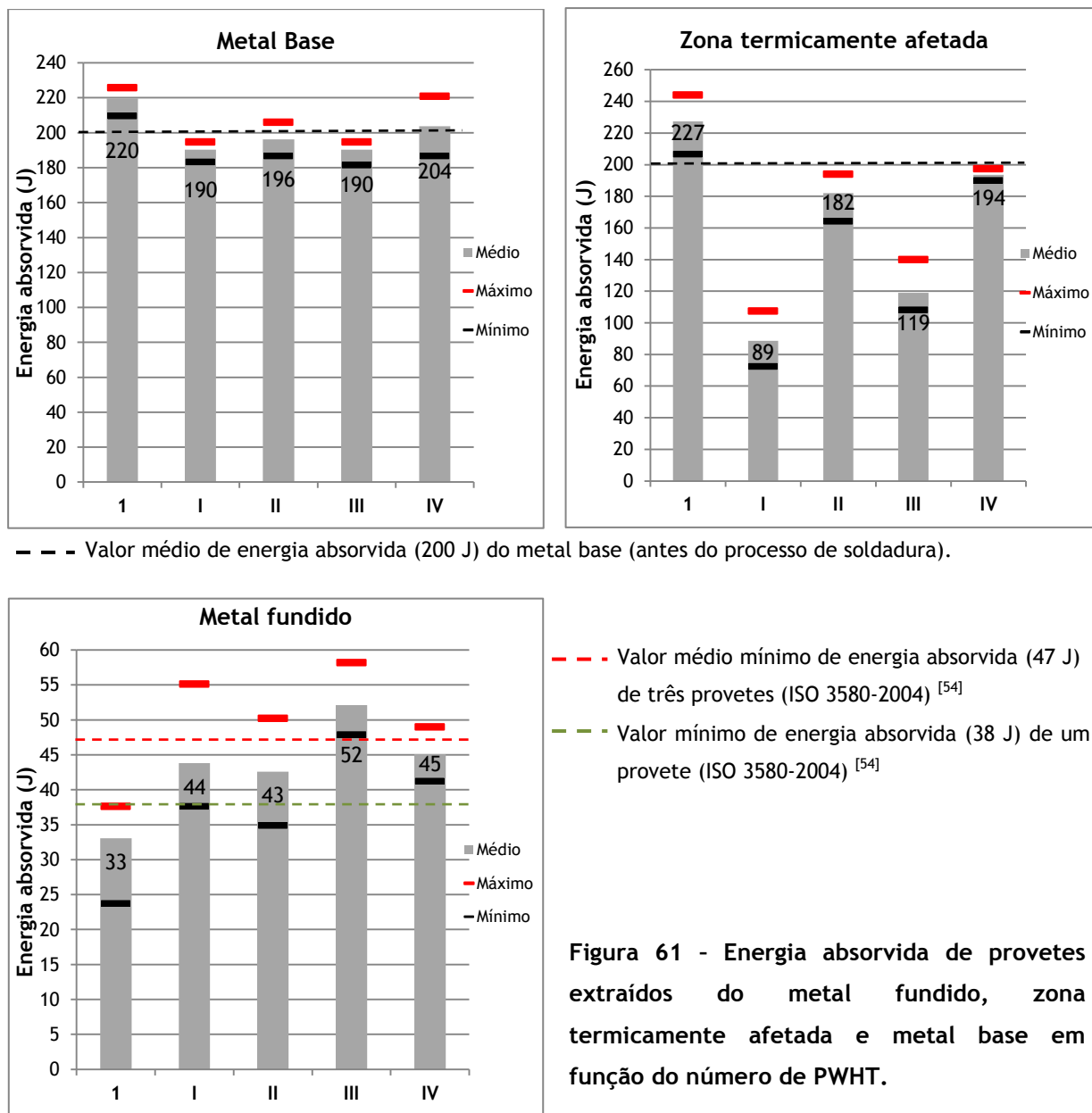


Figura 61 - Energia absorvida de provetes extraídos do metal fundido, zona termicamente afetada e metal base em função do número de PWHT.

Começando pelos resultados relativos ao metal base, tal como para a dureza, a variação da energia absorvida é mínima e próxima da energia absorvida medida no metal base antes do processo de soldadura (200 J), o que seria expetável tendo em conta que o PWHT é um tratamento localizado afetando apenas parte da soldadura. No metal fundido a evolução da tenacidade é então mais notável mas no entanto o aumento é ligeiro, apenas uma diferença de 10 J entre a soldadura 1 (1 PWHT) e a soldadura IV (5 PWHT). Somente o valor médio da soldadura III (4 PWHT) se encontra acima do valor recomendado (47 J) pela norma ISO 3580 (2004). No entanto, como já referido, outras referências, como é o caso da Diretiva europeia 97/23/EC, especificam o valor de 27 J para considerar o metal como suficientemente tenaz. Outras diretivas estabelecem 41 J e existem especificações internas de empresa que aceitam valores entre 20 e 50 J [9, 56].

Relativamente à zona termicamente afetada existe uma grande variação nos resultados que pode ser explicada com base no processo de soldadura utilizado.

As soldaduras foram executadas na posição 5G (vertical ascendente com tubo fixo na horizontal). Na realidade esta posição inclui várias posições consoante a zona do tubo que o soldador está a soldar (ver fig. 62).

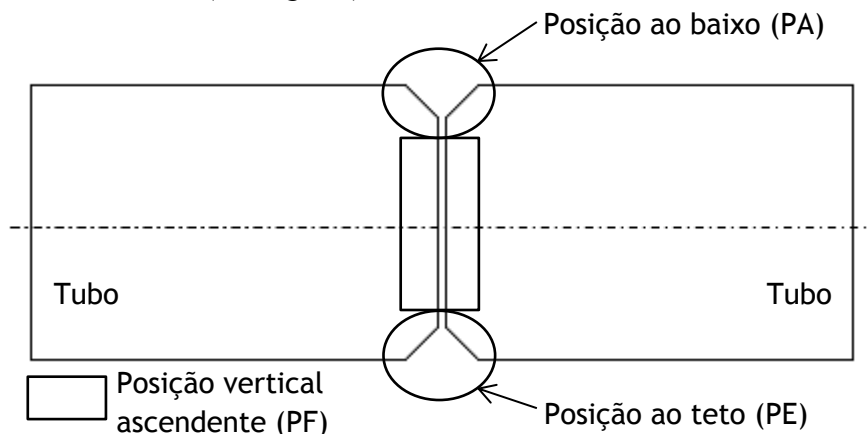


Figura 62 - Posições de soldadura (posição 5G)

Em função da posição (ao baixo, ao teto ou na vertical ascendente) a técnica adotada pelo soldador difere devido ao efeito da gravidade sobre o metal a depositar. De modo geral para controlar a deposição do metal na posição vertical ascendente, tem-se de diminuir a velocidade de soldadura o que provoca um aumento da entrega térmica. No caso da posição ao teto a velocidade deve ser mais elevada originando uma entrega térmica baixa. Essas alterações dos parâmetros de soldadura afetam a microestrutura e consequentemente as propriedades mecânicas. Entregas térmicas elevadas provocam, como já apresentado, um aumento da temperatura máxima atingida e do tempo de permanência a uma dada temperatura levando a menores velocidades de arrefecimento e consequentemente a um possível aumento do tamanho de grão que se traduz por uma menor resistência ao impacto. Quanto às entregas térmicas baixas, o efeito é o contrário mas as consequências são similares; as temperaturas atingidas e tempos de permanência a uma temperatura são mais baixos proporcionando velocidades de arrefecimento mais elevadas criando fortes tensões internas no material tornando-o mais duro e menos resiliente. Quanto à posição ao baixo existe um maior grau de flexibilidade para o soldador permitindo um melhor controlo do metal a depositar e, por consequente, da entrega térmica.

Um estudo realizado por Pecha em 2007 vem confirmar a influência de diferentes posições de soldadura nas propriedades mecânicas do aço P91 soldado em posição 5G, mostrando que as soldaduras executadas nas posições PE (ao teto) e PF (vertical ascendente) apresentam uma resistência ao impacto mais baixa do que na posição PA [52, 59, 60, 61, 62].

No caso deste estudo a disparidade de resultados (fig.61) entre as soldaduras advém das diferentes zonas onde os provetes de impacto foram extraídos. Tal como indicado no trabalho experimental o tubo soldado foi dividido em diferentes partes. Com o auxílio da prévia marcação das zonas correspondentes às posições de soldadura acima referidas foi possível identificar em que zonas os provetes foram retirados:

- Provetes de impacto da soldadura I retirados da zona lateral do tubo (posição PF)
- Provetes de impacto da soldadura II retirados no topo do tubo (posição PA)
- Provetes de impacto da soldadura III retirados no fundo do tubo (posição PE)

Apoiando-se na explicação dada anteriormente seria expetável os provetes I e III apresentarem valores nitidamente mais baixos do que os provetes da soldadura II. Porém tanto a soldadura 1 e IV (retirada da soldadura 1) devido a um desconhecimento inicial da disparidade aquando da realização da primeira soldadura a marcação prévia não foi feita impossibilitando a confirmação da zona onde os provetes foram extraídos. Quanto ao metal fundido essa variação devido às posições de soldadura não se reflete nos valores de energia absorvida obtidos. A explicação poderá advir dos sucessivos reaquecimentos provocados pelos diferentes passes que recristalizaram o centro do cordão de soldadura melhorando a sua resistência ao impacto.

Concluiu-se que a irregularidade dos resultados da energia absorvida na zona termicamente afetada impossibilita de afirmar qualquer sentido evolutivo dessa propriedade mecânica.

III.2.2.3 - Ensaio de tração

A fratura dos provetes ocorreu sempre no metal base. Os resultados podem ser observados nos gráficos da figura 63.

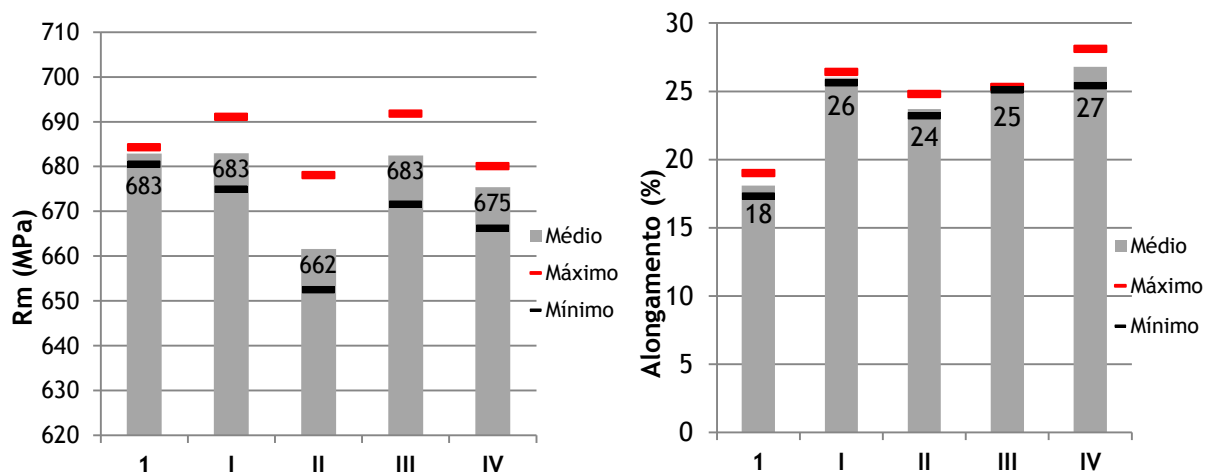


Figura 63 - Resultados do ensaio de tração das soldaduras em função do número de PWHT

Constata-se através da figura 63 que a diminuição da resistência máxima à tração com o aumento do número de tratamentos térmicos após soldadura não é significativa passando de 683 para 675 MPa. Todos os valores obtidos encontram-se dentro dos intervalos expostos no primeiro estudo [57, 58]:

- 586-706 MPa (valores do certificado do material)
- 585 MPa (valor mínimo apresentado na norma ASME II-A)
- 630-830 MPa (valores relativos à norma europeia EN 10216-2)

Relativamente aos resultados do alongamento, tal como para R_m , estão acima do valor mínimo requerido pelas duas normas mencionadas (mín. 17%). Observa-se um aumento de quase 10 % do alongamento entre a primeira soldadura (1 PWHT) e a soldadura I (2 PWHT). A partir dessa última há uma estagnação do valor do alongamento.

Globalmente após os cinco PWHT (soldadura IV) houve alterações microestruturais (sobretudo o aumento do tamanho dos carbonetos) e mecânicas da soldadura (aumento da tenacidade e diminuição da dureza). De relembrar que o tratamento térmico após soldadura visa melhorar a ductilidade e tenacidade do componente soldado através da restauração da martensite, do crescimento dos precipitados e do alívio de tensões residuais. Quanto maior a duração do PWHT mais intenso será o efeito do tratamento.

Com base nos ensaios realizados pode-se concluir que a realização de cinco PWHT ao aço P91 soldado não prejudica as suas propriedades mecânicas à temperatura ambiente, mais precisamente observou-se de modo geral ligeiras diminuições da dureza e da resistência mecânica e ligeiras melhorias da resistência ao impacto e do alongamento. No âmbito industrial isso indicaria que seria possível repetir cinco tratamentos térmicos após soldadura, sem prejudicar o desempenho do aço, em caso de ocorrência de uma anomalia no equipamento empregue para o tratamento térmico localizado ou de outros possíveis imprevistos (ex.: falhas de energia, interrupção acidental).

IV - Conclusão e perspectivas de trabalhos futuros

A realização do estudo do tratamento térmico de juntas soldadas em aço P91 dividiu-se em duas partes a partir das quais foram estabelecidas as conclusões a seguir apresentadas.

A soldadura com um pré-aquecimento mais baixo (200 °C) apresentou um conjunto de propriedades mecânicas ligeiramente melhor do que a soldadura com um pré-aquecimento de 350 °C (menor dureza em geral, menor tenacidade na ZTA causada por um maior tamanho de grão). Na soldadura 2 com pré-aquecimento a 350 °C identificou-se a presença de austenite residual no cordão atribuída às microsegregações associadas a uma menor velocidade de arrefecimento. A realização de posteriores PWHT poderá ser uma medida preventiva para a transformação dessa austenite

A sequência de cinco ciclos de PWHT provocou um aumento da precipitação associada a um aumento da ductilidade e da tenacidade e uma diminuição da dureza. No entanto, esta sequência pode ser executada sem prejudicar o cumprimento das especificações relativas às propriedades acima referidas.

Tendo como preocupação o desenvolvimento dos temas abordados neste trabalho, sugerem-se os seguintes estudos:

- Influência da posição de soldadura 5G nas propriedades mecânicas do metal fundido e da zona termicamente afetada;
- Análise detalhada da variação da microestrutura e propriedades mecânicas verificadas da raiz ao topo do cordão de soldadura após PWHT.

(Página intencionalmente deixada em branco)

V - Referências bibliográficas

- [1] TURBOGÁS, 2012, <http://www.turbogas.pt/main.php> (acedido em: 04.2012)
- [2] Von HAGEN, I. V. & BENDICK, W. *Creep resistant ferritic steels for power plants*. Technical report, Mannesmann Forschungsinstitut GmbH.
- [3] ASTM INTERNATIONAL (American Society for Testing and Materials). 2006. A335-06: *Standard specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service*. EUA: ASTM International.
- [4] ASTM INTERNATIONAL (American Society for Testing and Materials). 2006. A335-06: *Standard specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service*. EUA: ASTM International.
- [5] SHIBLI, I. A. (European Technology Development) & COLEMAN, K. (EPRI). *Failures of P91 Steel at the West Burton Plant in England raise Concerns about the Long-Term Behavior of the Advanced Steel*. European Technology Development.
- [6] SHANGAI VASTAR INTERNATIONAL CO., LTD. *Seamless Ferritic Alloy Steel Pipe For High Temperature Service ASTM A335*. <http://vastar-co.en.made-in-china.com/product/zqXEonRAaIVB/China-Seamless-Ferritic-Alloy-Steel-Pipe-For-High-Temperature-Service-ASTM-A335.html> (acedido em: 01.2012).
- [7] ENNIS, P.J. & CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A. 2002. *Recent advances in creep resistant steels for power plant application*. OMML, 1.
- [8] FARRAR, J.C. 2004. *The Alloy Tree: A Guide to Low-Alloy Steels, Stainless Steels, and Nickel-base Alloys*. Woodhead Publishing Ltd, 1ªed.
- [9] NEWELL, W. F., Jr. 2001. *Guideline for Welding P(T)91 Materials*. EPRI, Palo Alto, CA: 1006590.
- [10] MARUYAMA, K., SAWADA, K., KOIKE, J. 2001. *Strengthening Mechanisms of Creep Resistant Tempered Martensitic Steel*. IS/J International, vol. 41, pp. 641-643.
- [11] ASM METAL HANDBOOK. 1993. *Welding, Brazing and Soldering*. ASM Vol.6, 10ª ed.
- [12] GOSWAMI, P., Ontario Power Generation inc., 2011, *P(T)91-A review of Current Code and Fabrication Practices*. Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants: Proceedings from the Sixth International Conference 2010 (ASM International).
- [13] ABE, F. 2008. *Precipitate design for creep strengthening of 9%Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants*. Science and Technology of Advanced Materials, 9:1-15.
- [14] VIVIER, F. 2009. *Fluage à 500°C d'un joint soudé d'un acier 9Cr-1Mo modifié: Evolution de la microstructure & comportement mécanique*. PhD. Ecole Nationale supérieure des mines de Paris.

- [15] SANCHEZ-HANTON, J. J. & THOMSON, R. C. 2007. *Characterization of isothermally aged Grade 91 (9Cr-1Mo-Nb-V) steel by Electron Backscatter Diffraction*. Materials Science and Engineering A, 460.
- [16] GIESEKE, B., BRINKMAN, C., AND MAZIASZ, P. 1993. *The influence of thermal aging on the microstructure and fatigue properties of modified 9Cr-1Mo steel*. In Microstructures and mechanical properties of aging material, TMS The Minerals, Metals & Materials Society.
- [17] BARISAT, M., SHRESTHA, T., POTIRNICHE, G. P., CHARIT, I., RINK, K, 2012, *A study of the creep behavior of modified 9Cr-1Mo steel using continuum-damage modeling*. International Journal of Plasticity, Vol. 37, p.95-107.
- [18] ZHANG, Z., FARRAR, J. C. M., BARNES, A. M., 2000, *Weld metals for P91 – Tough enough?*. Conference Proceedings, Fourth International EPRI Conference on Welding and Repair Technology for Power Plants. Nápoles, Itália.
- [19] Granjon, H., 1999, *Bases metalúrgicas da soldadura*. Publicações da Soldadura Autogénea, [19--]. Paris, França.
- [20] DIAS LOPES, E. M., MIRANDA, R. M., 1993, *Metalurgia da soldadura*. Instituto de Soldadura e Qualidade. Lisboa, Portugal.
- [21] BAILEY, N. 1994. *Weldability of Ferritic Steels*. Inglaterra, Cambridge: Abington Publishing.
- [22] ASME (American Society of Mechanical Engineers), 2010, *B31.1 - Power Piping*. ANSI (American National Standard Institute. EUA.
- [23] BRITISH STANDARD, 2001, BS EN 12952-5: *Water-tube boilers and auxiliary installations*, Parte 5: *Workmanship and construction of pressure parts of the boiler*. The European Committee for Standardization. Reino-Unido.
- [24] NATESAN, K.,MAJUMDAR, S., SHANKAR, P. S., and SHAH, V. N. 2006. *Preliminary materials selection issues for the next generation nuclear plant reactor pressure vessel* - ANL/EXT-06/45. Technical report, Argonne National Laboratory.
- [25] FORTES, C., 2004, *Metalurgia da soldagem*. ESAB. Brasil.
- [26] BÉRES, L., BALOGH, A., IRMER, W., KIRK, C. S., 2003, *Behavior of Welded Joints of Creep-Resistant Steels at Service Temperature*. *Welding Research*. AWS (American Welding Society) Welding Journal. Flórida, EUA.
- [27] SRIVASTAVA, B. K., TEWARI, S. P., PRAKASH, J. 2010. *A review on effect of preheating and/or post weld heat treatment (PWHT) on mechanical behavior of ferrous metals*. International Journal of Engineering Science Technology, Vol.2(4), 625-631.
- [28] SINGH, R. 2011. *Welding Challenges of 9-Chrome-Moly Steel*. Pipeline & Gas Journal, Vol.238, no.10.

- [29] Dixon, B. F., Materials Research Laboratory, 1994, *Evaluation of welding consumables and procedures for submarine construction*. Maribyrnong, Vic.: Dept. of Defense, DSTO Materials Research Laboratory. Austrália.
- [30] COUSSEMENT, C., VAN WORTEL, J. C., 1994, *Optimisation of the creep behavior of welded components in modified 9 % Cr*. Directorate-General Science, Research and Development. European Commission. Luxemburgo.
- [31] KOU, S. 2002. *Welding Metallurgy*. Wiley, 2^aed.
- [32] HILKES, J., GROSS, V. 2009. *Welding CrMo steels for Power Generation and Petrochemical applications. Past, Present & future*. Böhler Schweißtechnik Deutschland GmbH.
- [33] MAYR, P. 2007. *Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9% chromium steels*. PhD. Faculty of Mechanical engineering Graz University of Technology, Austria.
- [34] THOMAS, V. P., SAROJA, S., HARIHARAN, P., RAJADURAI, A., VIJAYALAKSHMI, M., 2007, *Identification of microstructural zones and thermal cycles in a weldment of modified 9Cr-1Mo steel*. Journal of Materials Science, vol.42.
- [35] HONGO, H., TABUCHI, M., WATANABE, T. 2011. *Type IV Damage Behavior in Gr.91 Steel welded Joints*. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2011.
- [36] NAES POWER CONTRACTORS, INC., 2010, *New Harquahala: P91 commands respect*. Piping Inspection. Combined Cycle Journal, 2nd Quarter.
- [37] ASTM International, 2001, *High-Chromium Ferritic and Martensitic steels for nuclear applications, Chapter 7: Joining*. p.71-79.
- [38] ZHANG, Y., 2009, *Changes in Microstructure and Mechanical Properties of P91 Weld Metal during Creep*. PhD, The University of Nottingham. Reino-Unido.
- [39] SAIDA, K., NISHIMO, K., OGAWA, K., FUJIWARA, K., 2009, *Formation of Retained Austenite in Triplex Stainless Steel Weld Metal*. Trends in welding Research, Proceedings of the 8th International Conference. ASM International. Georgia, EUA.
- [40] SANTELLA, M. L., BABU, S. S., SWINDEMAN, R. W., SPECHT, E. D., ICE, G. E., ZSCHACK, P., 2002, *Austenite to Martensite Phase Transformation in 9 Cr 1 Mo Steel Weld Metal*. Oak Ridge National Laboratory. EUA.
- [41] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO), 2008, *ISO 6947: Welds - Working positions - Definitions of angles of scope and rotation*. ISO.
- [42] INSTITUTO PORTUGUÊS DA QUALIDADE, 2008, *NP EN ISO 9692-1: Soldadura e processos afins, recomendações para a preparação de juntas, parte 1: Soldadura manual por arco com eléctrodo revestido, soldadura por arco com eléctrodo consumível sob protecção gasosa*

e soldadura a gás, soldadura TIG e soldadura por processos de feixes de alta densidade de aços. Comité Europeu de Normalização (CEN). Portugal.

[43] INSTITUTO PORTUGUÊS DA QUALIDADE, 1999, *NP EN ISSO 13916: Guia sobre medição da temperatura de pré-aquecimento, temperatura entre passos e temperatura de manutenção de pré-aquecimento*. Comité Europeu de Normalização (CEN). Portugal.

[44] DOMINIQUE, 2012, *Comment réaliser la protection gazeuse à l'envers du joint des soudures?* Soudeurs, Página web: <http://www.soudeurs.com/site/comment-realiser-la-protection-gazeuse-l-envers-du-joint-des-soudures-192/>, (acedido em: 07.2012).

[45] INSTITUTO PORTUGUÊS DA QUALIDADE, 2000, *NP EN 25817 : Juntas soldadas por arco em aço, Guia de níveis de aceitação de defeitos*. Comité Europeu de Normalização (CEN). Portugal.

[46] AMERICAN WELDING SOCIETY, 1999, *AWS D10.10: Recommended Practices for Local Heating of Welds in Piping and Tubing*. American National Standard Institute (ANSI). EUA.

[47] BRITISH STANDARD, 1995, *BS EN 895 : Destructive tests on welds in metallic materials - Transverse tensile test*. The European Committee for Standardization. Reino-Unido.

[48] BRITISH STANDARD, 1990, *BS EN 10 045-1: Charpy impact test on metallic materials, parte 1: Test method (V- and U-notches)*. The European Committee for Standardization. Reino-Unido.

[49] INSTITUTO PORTUGUÊS DA QUALIDADE, 1999, *NP EN 1043-1: Ensaios destrutivos das soldaduras sobre materiais metálicos. Ensaios de dureza, parte 1: ensaios de dureza das ligações soldadas por arco*. Comité Europeu de Normalização. Portugal.

[50] THE EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION (CEN), 1996, *Report CR 12361: Destructive tests on welds in metallic materials - Etchants for macroscopic and microscopic examination*. CEN.

[51] MODENESI, 2000, *Normas e qualificação em soldagem*. Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Brasil.

[52] EVANS, G. M., BAILEY, N., 1997, *Metallurgy of Basic Weld Metal: Effects of welding process variables, Heat Input*. p.53-98. Abington Publishing. EUA.

[53] CHEN, C. C., POLLACK, A., 1993, *Influence of Welding on Steel Weldment Properties*. ASM International. EUA.

[54] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO), 2004, *Welding Consumables - Covered electrodes for manual metal arc welding of creep-resisting steels - Classification*. ISO. Suíça.

[55] CALLISTER, W. D., RETHWISCH, D. G., 2008, *Fundamentals of Materials Science and Engineering: An integrated Approach*. 3ª edição, John Wiley & Sons, Inc.. EUA.

- [56] SMET, P., VAN WORTEL, H., 2006, *Controlling Heat Treatment of Welded P91*. Welding Journal. EUA.
- [57] THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS (ASME), 2007, *ASME Boiler & Pressure Code: II-A: Ferrous Material Specifications*. ASME. EUA.
- [58] BRITISH STANDARD, 2002, *BS EN 10216-2: Seamless steel tubes for pressure purposes - Technical delivery conditions, parte 2: Non-alloy and alloy steel tubes with specified elevated temperature properties*. The European Committee for Standardization. Reino Unido.
- [59] OGUNBIYI, T., 1995, *Process monitoring and adaptive quality control for robotic Gas Metal Arc Welding*. PhD. Cranfield University. Reino Unido.
- [60] PECHA, J., STANO, D., PELES, O., 2004, *Welding of 9 % Cr creep resisting steels for power engineering equipment*. SES Tlmace. Eslováquia.
- [61] HICKS, J., 2001, *Welded Design: Theory and Practice*, p.42-49. Abington Publishing. EUA.
- [62] THE WELDING INSTITUTE (TWI), 2006, *Introduction to Welding Processes*. Welding Inspection, TWI.

(Página intencionalmente deixada em branco)

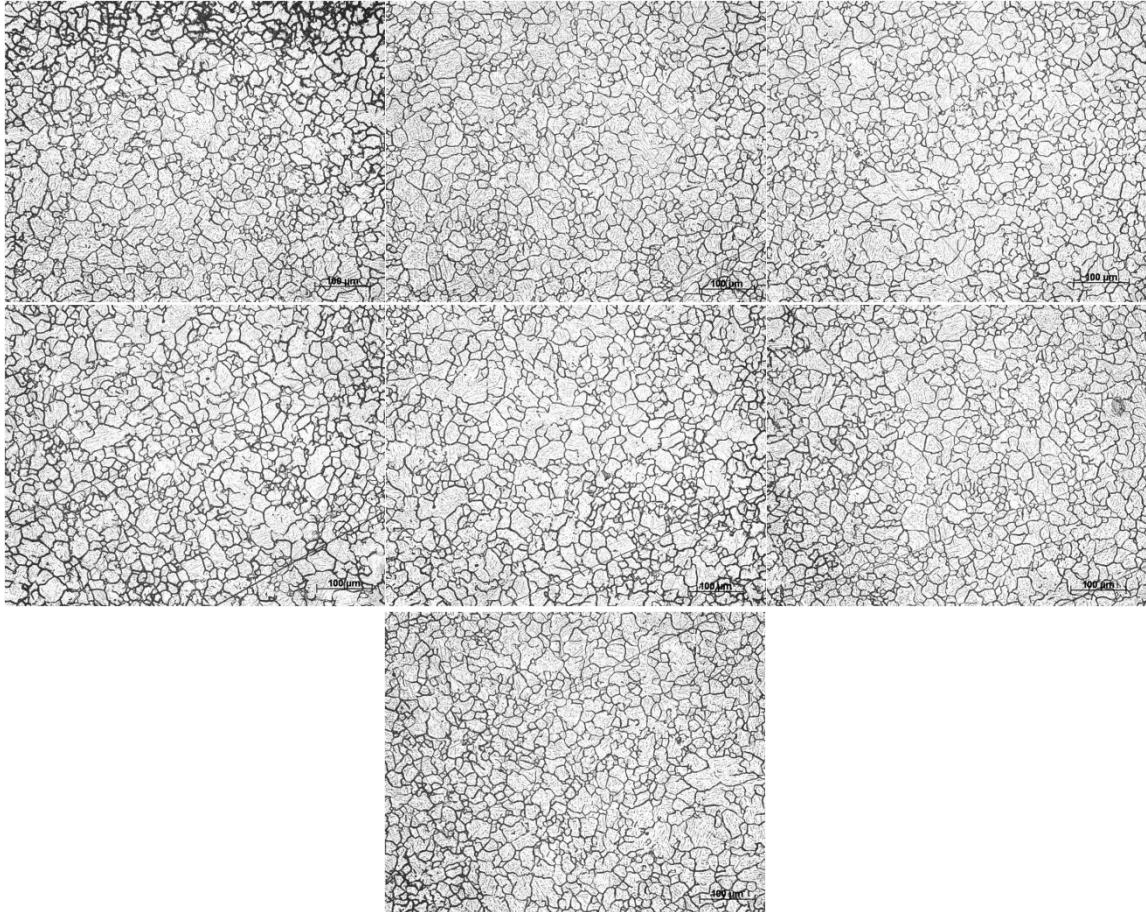
A.1 - Certificado do material do tipo 3.1

JC-04 2/ 2		JFE Steel Corporation	
CHITA WORKS		1, Kawasaki-cho 1-chome, Hama-City, Aichi Pref. 475-8611	
Japan		Date : APRIL 16, 2009	
JF54 FJ3 C80444775		INSPECTION CERTIFICATE	
Certificate No. (P/L No.) : P00904 Y879 (JS-8858)		JFE	
Order No. : 8A9R114-001		Reference No. : _____	
Shipper : K & I TUBULAR CORPORATION		Customer's Control No.3 : P0-08-0001108/5506	
Commodity : HOT FINISHED SEAMLESS STEEL PIPE, ASTM/ASME A/SA335 P91, BPE-BVL (AW)		Effective Year: 05/2007	
Project Name: _____		Specification: ASTM A 335 GRADE P91/ASME SA-335 GRADE P91(BVL)	
Size : OD273.0 X 25.40 R 6000--7000		Quantity : 18 Mass : 19,248 Kg Total Length : 124.1 M Ship No. : _____ Construction No. : _____	
MFG. No. Heat No.		Chemical Composition (%)	
		H: Heat Analysis P: Product Analysis	
		Hydrostatic Test 2800PSI Bend Test	
		Flattening Test	
		Flaring Test	
		Drift Test	
		Tensile Specimens	
		Strip	
		Round	
		Full Sec.	
		ASME 1/2"	
19376-02 (17) 1-07012		Tensile Test	
		Impact Test	
		Hardness Test	
		Remarks	
		CERTIFIED ACCORDING TO PED97/23/EC	
		ANNEX 1.4.3 BY TUV ANLAGENTECHNIK GMBH	
		(NOTIFIED BODY, ID-NO. 0035)	
		EN10204 3.1, PM1:GOOD	
		MICROSTRUCTURE : ATTACHMENT 1	
		HOT TENSILE TEST : 600°C	
		YS (≥ 215N/MM2) : 305N/MM2	
		TS : 371N/MM2 EL : 37%	
		HEAT TREATMENT CONDITION	
		NORMALIZING : 1050°C X 10MIN.	
		TEMPERING : 785°C X 45MIN.	
		UT WAS USED IN LIEU OF HYDROSTAT	
19376-02 (17) 1-07012		Tensile Test	
		Impact Test	
		Hardness Test	
		Remarks	
		CERTIFIED ACCORDING TO PED97/23/EC	
		ANNEX 1.4.3 BY TUV ANLAGENTECHNIK GMBH	
		(NOTIFIED BODY, ID-NO. 0035)	
		EN10204 3.1, PM1:GOOD	
		MICROSTRUCTURE : ATTACHMENT 1	
		HOT TENSILE TEST : 600°C	
		YS (≥ 215N/MM2) : 305N/MM2	
		TS : 371N/MM2 EL : 37%	
		HEAT TREATMENT CONDITION	
		NORMALIZING : 1050°C X 10MIN.	
		TEMPERING : 785°C X 45MIN.	
		UT WAS USED IN LIEU OF HYDROSTAT	
19376-02 (17) 1-07012		Tensile Test	
		Impact Test	
		Hardness Test	
		Remarks	
		CERTIFIED ACCORDING TO PED97/23/EC	
		ANNEX 1.4.3 BY TUV ANLAGENTECHNIK GMBH	
		(NOTIFIED BODY, ID-NO. 0035)	
		EN10204 3.1, PM1:GOOD	
		MICROSTRUCTURE : ATTACHMENT 1	
		HOT TENSILE TEST : 600°C	
		YS (≥ 215N/MM2) : 305N/MM2	
		TS : 371N/MM2 EL : 37%	
		HEAT TREATMENT CONDITION	
		NORMALIZING : 1050°C X 10MIN.	
		TEMPERING : 785°C X 45MIN.	
		UT WAS USED IN LIEU OF HYDROSTAT	

WE HEREBY CERTIFY THAT THE MATERIALS DESCRIBED HEREIN HAVE BEEN MANUFACTURED, INSPECTED AND TESTED IN ACCORDANCE WITH THE CUSTOMER'S SPECIFICATION(S), AND THAT THEY SATISFY THE REQUIREMENTS.

御田 宏一 PB2
Manager, Quality Assurance Sec.

A.2 - Imagens microestruturais para medição do tamanho de grão da austenite primária



A.3 - Relatório de acompanhamento da soldadura 1

Processo	Passe	Nome elétrodo/ Consumível	Diâmetro (mm)	Largura do passe (mm)	Tipo de corrente e polaridade	Intensidade de corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de soldadura (mm/s)
TIG ¹	1	ER90S-B9	2,4	8 a 9	DC -	124 a 126	10 a 11	0,77
TIG ¹	2	ER90S-B9	2,4	10 a 11	DC -	146 a 166	11 a 13	0,77
SER	3	E9015-B9	2,5	12 a 12,5	DC +	88 a 91	21 a 23	0,78
SER	4	E9015-B9	3,25	13 a 14	DC +	120	23 a 25	1,85
SER	5	E9015-B9	3,25	18 a 19	DC +	120	23 a 25	1,17
SER	6	E9015-B9	3,25	22 a 23	DC +	124 a 126	26 a 28	0,9
SER	7	E9015-B9	4	13 a 14	DC +	118	24 a 25	3,03
SER	8	E9015-B9	3,25	13 a 14	DC +	118	23 a 25	3,03
SER	9	E9015-B9	3,25	13 a 14	DC +	116 a 118	23 a 25	3,03
SER	10	E9015-B9	3,25	13 a 14	DC +	120 a 124	22 a 24	2,05
SER	11	E9015-B9	3,25	13 a 14	DC +	117 a 120	23 a 25	2,05
SER	12	E9015-B9	3,25	15	DC +	117 a 120	22 a 24	2,05
SER	13	E9015-B9	3,25	15	DC +	117 a 120	22 a 24	2,05

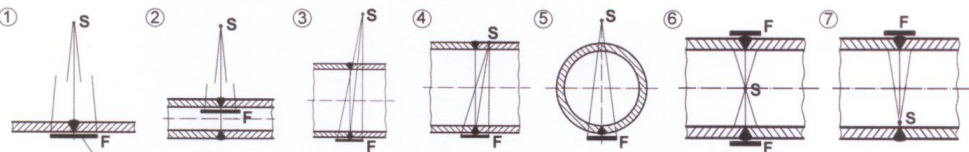
A.4 - Relatório de acompanhamento da soldadura 2

Processo	Passe	Nome elétrodo/ Consumível	Diâmetro (mm)	Largura do passe (mm)	Tipo de corrente e polaridade	Intensidade de corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de soldadura (mm/s)
TIG	1	ER90S-B9	2,4	8 a 9	DC -	121 a 123	10 a 11	1,8
TIG	2	ER90S-B9	2,4	10 a 11	DC -	147 a 150	11 a 12	0,86
SER	3	E9015-B9	2,5	12 a 13	DC +	89 a 91	22 a 23	1,45
SER	4	E9015-B9	3,25	15 a 16	DC +	118 a 120	23 a 25	0,77
SER	5	E9015-B9	3,25	11 a 12	DC +	118 a 120	23 a 25	1,67
SER	6	E9015-B9	3,25	14	DC +	118 a 120	23 a 25	1,67
SER	7	E9015-B9	3,25	16 a 17	DC +	118 a 120	23 a 25	1,53
SER	8	E9015-B9	3,25	14 a 15	DC +	120 a 122	24 a 26	2,06
SER	9	E9015-B9	3,25	15 a 16	DC +	119 a 121	24 a 25	1,72
SER	10	E9015-B9	3,25	14 a 15	DC +	118 a 120	23 a 25	1,62
SER	11	E9015-B9	3,25	14 a 15	DC +	118 a 120	23 a 25	1,8
SER	12	E9015-B9	3,25	16 a 17	DC +	120 a 122	24 a 26	2,16
SER	13	E9015-B9	3,25	12	DC +	110 a 112	23 a 25	2,01
SER	14	E9015-B9	3,25	12	DC+	110 a 112	23 a 25	1,94
SER	15	E9015-B9	3,25	12	DC+	110 a 112	23 a 25	1,88
SER	16	E9015-B9	3,25	12 a 13	DC+	111 a 113	23 a 25	1,56

A.5 - Relatório de acompanhamento da soldadura 3

Processo	Passe	Nome elétrodo/ Consumível	Diâmetro (mm)	Largura do passe (mm)	Tipo de corrente e polaridade	Intensidade de corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de soldadura (mm/s)
TIG ¹	1	ER90S-B9	2,4	6,4	DC -	123 a 124	10 a 11	1,37
TIG ¹	2	ER90S-B9	2,4	8,50	DC -	144 a 154	10 a 11	1,11
SER	3	E9015-B9	2,5	11	DC +	88 a 90	21 a 22	1,17
SER	4	E9015-B9	3,25	15	DC +	122 a 124	22 a 25	1,48
SER	5	E9015-B9	4	16	DC +	150	23 a 25	1,42
SER	6	E9015-B9	4	21	DC +	143 a 145	23 a 25	1,32
SER	7	E9015-B9	3,25	17	DC +	123 a 125	22 a 24	1,4
SER	8	E9015-B9	3,25	17	DC +	123 a 125	22 a 24	1,41
SER	9	E9015-B9	3,25	18	DC +	108 a 110	23 a 25	2,06
SER	10	E9015-B9	3,25	16	DC +	108 a 110	23 a 25	2,06
SER	11	E9015-B9	3,25	14	DC +	108 a 110	22 a 24	2,06

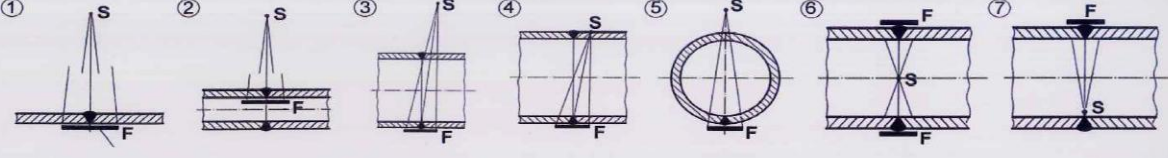
A.6 - Relatório radiográfico das soldaduras 1 e 2

		RELATÓRIO RADIOGRÁFICO RADIOGRAPHIC REPORT		Página: 1 de 1 Page:		
Cliente: Client:	Turbogás – Produtora Energética S.A.		Encomenda nº: Order no:	OS 312 (Ordem de serviço de 2012)		
Local: Place:	Porto		Relatório nº: Report no:	RT-12-484		
Propósito da inspeção: Inspection purpose:	Qualificação de Soldadores/processos		Equipamento: Equipment:	GammaMat Ti-F 22-937 - (IR 192)		
Identificação peça: Part identification:	Provetes de qualificação		Tensão/Actividade: Tension/Activity:	4,77 Ci		
Desenhos aplicáveis: Drawing no:	---		Ponto focal: Focal dimension:	2,0 x 1,98 mm		
Tipo de peça: Part type:	Soldada		Distância focal (mm): Film-Focus distance (mm):	135 mm		
Tipo de junta (se aplicável): Weld joint (if applicable):	Topo		Densidade: Film density:	2,5 a 2,8		
Material: Material:	Liga Ferrocárbonica		Sensibilidade: Sensibility:	2 %		
Espessura do material: Material Thickness:	21,44 mm		IQI:	EN 462-1 FeW10		
Instruções e Normas de referência: Test instructions and reference standards:			NP EN 1435			
Crítério de aceitação: Evaluation references:			Norma: Standard:	EN 5817		
			Classe Class:	B		
						
Écrans: Screens:			---			
Placa aquisição: Acquisition screen:			---			
			Filmes: Films:	AGFA Struturix D5		
			Software:	---		
Número Film No	Referência References	Interpretação Interpretation	Decisão * Decision *	Técnica Technique	Fio Wire	Observações Remarks
1	TURBOGAS P91 1 «0-45»	-	-	6	W14	
2	TURBOGAS P91 1 «45-0»	-	-	6	W14	
3	TURBOGAS P91 2 «0-45»	-	-	6	W14	
4	TURBOGAS P91 2 «45-0»	-	-	6	W14	
* Decisão: Conclusion:						
Bom/Good: - Aceitável/Acceptable: / Reparar/To repair: + Para análise/To client analysis: ?						
OPERADOR TECHNICIAN		RESPONSÁVEL RESPONSIBLE		DATAS DATES		
NOME/NAME: Paulo Pereira		NOME/NAME: Acácio Lima		Início: Beginning:		
Nº CERTIFICADO/CERT. NO: END490		Nº CERTIFICADO/CERT. NO: END371		Fim: Closure:		
CARGO/POSITION: RT Nível II		CARGO/POSITION: RT Nível III		Verificação: Verification:		
RÚBRICA E CARIMBO/SIGN&STAMP:		RÚBRICA E CARIMBO/SIGN&STAMP:		25 de Julho de 2012		

Mod.PQ10.06/02

A. Jorge Lima, Lda. | Apartado 778 - 4151 - 701 Porto
 Tel: (+351) 226 155 217 | Fax: (+351) 226 181 799 | email: ajorgelima2@gmail.com | www.ajorgelima.com

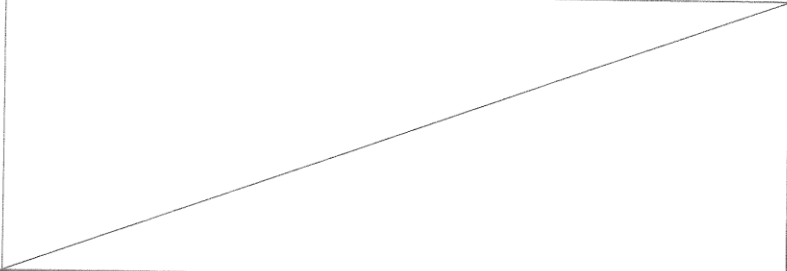
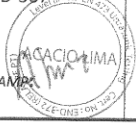
A.7 - Relatório radiográfico da soldadura 3

		RELATÓRIO RADIOGRÁFICO RADIOGRAPHIC REPORT		Página: 1 de 1 Page:	
Cliente: Client: TurboGás		Encomenda nº: Order no: OS365			
Local: Place: Porto		Relatório nº: Report no: RT-12-536			
Propósito da inspeção: Inspection purpose: Detecção de Descontinuidades		Equipamento: Equipment: GammaMat TI-F 22-937 - (IR 192)			
Identificação peça: Part identification: P91-3		Tensão/Atividade: Tension/Activity: 0,6 Ci			
Desenhos aplicáveis: Drawing no: -----		Ponto focal: Focal dimension: 2,00 x 1,98 mm			
Tipo de peça: Part type: Tubo Soldado		Distância focal (mm): Film-Focus distance (mm): 137 mm			
Tipo de junta (se aplicável): Weld joint (if applicable): Topo a topo		Densidade: Film density: 2,3			
Material: Material: P91		Sensibilidade: Sensibility: 1 %			
Espessura do material: Material Thickness: 25,5 mm		IQI: EN 462-1 FeW10			
Instruções e Normas de referência: Test instructions and reference standards: NP EN 1435		Classe B			
Critério de aceitação: Evaluation references:		Norma: EN 5817			
					
Écrans: Screens: Pb		Filmes: Films: AGFA Struturix D5			
Placa aquisição: Acquisition screen: -----		Software: -----			
Número Film No	Referência References	Interpretação Interpretation	Decisão * Decision *	Técnica Technique	Fio Wire
1	TGAS P91-3	-	-	6	W12
Observações Remarks					
* Decisão: Conclusion: Bom/Good:- Aceitável/Acceptable: / Reparar/To repair: + Para análise/To client analysis: ?					
OPERADOR TECHNICIAN NOME/NAME: Paulo Pereira Nº CERTIFICADO/CERT. NO: END 490 CARGO/POSITION: RT Nível II RÚBRICA E CARIMBO/SIGN & STAMP:		RESPONSÁVEL RESPONSIBLE NOME/NAME: Acácio Lima Nº CERTIFICADO/CERT. NO: END 371 CARGO/POSITION: RT Nível III RÚBRICA E CARIMBO/SIGN & STAMP:		DATAS DATES Início: Beginning: 17 de Agosto de 2012 Fim: Closure: 17 de Agosto de 2012 Verificação: Verification: 17 de Agosto de 2012	

Mod.PQ10.06/02

A. Jorge Lima, Lda. | Apartado 778 - 4151 - 701 Porto
 Tel: (+351) 226 155 217 | Fax: (+351) 226 181 799 | email: ajorgelima2@gmail.com | www.ajorgelima.com

A.8 - Relatório de ensaio por ultrassons da soldadura 3

 A.JORGELIMA LABORATÓRIO DE ENSAIO POR ULTRASSONS		RELATÓRIO DE ENSAIO POR ULTRA SONS ULTRASONIC TEST REPORT		Página: 1de1 Page:																																																										
Cliente: TurboGás Client:		Encomenda nº: OS365 Order no:																																																												
Local: Porto Place:		Nº Relatório: UT-12-314 Report no:																																																												
Identificação peça(s): Part(s) identification: P91-3		Marca do equipamento: Equipment brand: Karl Deutch																																																												
Tipo de peça: Part type: Tubo Soldado Welded Pipe		Modelo: Model: Echograph 1090 DAC/DGS																																																												
Área controlada: Inspected Area: 100% da soldadura+ZTA 100% of the weld+HAZ		Numero Série: Serial Number: 10670																																																												
Fase da inspeção: Inspection moment: Fabricação Fabrication		Acoplante: Couplant: KD Echotrace																																																												
Desenhos aplicáveis: Drawing no: ----		Blocos de Referência: Reference blocks: SDH Ø 3mm																																																												
Material: Material: P91		Nível de referência: Reference level: = DAC																																																												
Espessura do material: Material Thickness: 25,49 mm		Nível de registo: Recording level: 50% DAC																																																												
Preparação superfície: Surface condition: Limpa Cleaned		Nível de avaliação: Evaluation level: 20% DAC																																																												
Instruções e Normas de referência: Test instructions and reference standards: EN ISO 17640:2010																																																														
Critério de aceitação: Evaluation references:		Norma: Standard: EN 5817		Classe Class: B																																																										
<table border="1"> <thead> <tr> <th colspan="8">Sondas/Probes</th> <th colspan="3">Inspeção/Inspection</th> </tr> <tr> <th>Marca Brand</th> <th>Modelo Model</th> <th>S/N</th> <th>Tipo Type (1)</th> <th>Modo Mode (2)</th> <th>Ângulo Angle</th> <th>Freq. Freq. (MHz)</th> <th>Dimensão Size (mm)</th> <th>G.Referência Reference gain (dB)</th> <th>Transferência Transfer correc. (dB)</th> <th>Escala Scale (mm)</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Phoenix</td> <td>TC 4/10</td> <td>PO25</td> <td>TR.D</td> <td>L</td> <td>0°</td> <td>4</td> <td>Ø10</td> <td>48,5</td> <td>+3</td> <td>0 – 50</td> </tr> <tr> <td>Karl Deutch</td> <td>WK 70 PB 4</td> <td>741575</td> <td>A</td> <td>L</td> <td>68,8°</td> <td>2</td> <td>14x14</td> <td>45,6</td> <td>+3</td> <td>0 – 100</td> </tr> <tr> <td>Karl Deutch</td> <td>SWM 60 PB2 C</td> <td>311356</td> <td>A</td> <td>T</td> <td>60,5°</td> <td>39,2</td> <td>14x14</td> <td>38,9</td> <td>+3</td> <td>0 – 100</td> </tr> </tbody> </table>								Sondas/Probes								Inspeção/Inspection			Marca Brand	Modelo Model	S/N	Tipo Type (1)	Modo Mode (2)	Ângulo Angle	Freq. Freq. (MHz)	Dimensão Size (mm)	G.Referência Reference gain (dB)	Transferência Transfer correc. (dB)	Escala Scale (mm)	Phoenix	TC 4/10	PO25	TR.D	L	0°	4	Ø10	48,5	+3	0 – 50	Karl Deutch	WK 70 PB 4	741575	A	L	68,8°	2	14x14	45,6	+3	0 – 100	Karl Deutch	SWM 60 PB2 C	311356	A	T	60,5°	39,2	14x14	38,9	+3	0 – 100
Sondas/Probes								Inspeção/Inspection																																																						
Marca Brand	Modelo Model	S/N	Tipo Type (1)	Modo Mode (2)	Ângulo Angle	Freq. Freq. (MHz)	Dimensão Size (mm)	G.Referência Reference gain (dB)	Transferência Transfer correc. (dB)	Escala Scale (mm)																																																				
Phoenix	TC 4/10	PO25	TR.D	L	0°	4	Ø10	48,5	+3	0 – 50																																																				
Karl Deutch	WK 70 PB 4	741575	A	L	68,8°	2	14x14	45,6	+3	0 – 100																																																				
Karl Deutch	SWM 60 PB2 C	311356	A	T	60,5°	39,2	14x14	38,9	+3	0 – 100																																																				
(1) D – Direita/Straight A- Angular TR.D – TR Direita/Straight TR.A – TR Angular								(2) L – Longitudinal T- Transversal/Shear S- Superficial/Surface																																																						
Resultados Results				Observações Remarks																																																										
Aceitável para o critério estabelecido Acceptable according to the criteria ☒																																																														
Não aceitável para o critério estabelecido Not acceptable according to the criteria ☐																																																														
Aceitável com registos Acceptable with notes ☐																																																														
OPERADOR TECHNICIAN		RESPONSÁVEL RESPONSIBLE		DATAS DATES																																																										
NOME/NAME: Fernando Sérgio		NOME/NAME: Acácio Lima		Início: Beginning: 18 de Agosto de 2012																																																										
Nº CERTIFICADO/CERT. NO: END-549		Nº CERTIFICADO/CERT. NO: END-367		Fim: Closure: 18 de Agosto de 2012																																																										
CARGO/POSITION: UT Nível I		CARGO/POSITION: UT Nível III		Verificação: Verification: 20 de Agosto de 2012																																																										
RÚBRICA E CARIMBO/SIGN & STAMP: 		RÚBRICA E CARIMBO/SIGN & STAMP: 																																																												

Mod.PQ10.05/02