



**Universidade do Estado do Rio de Janeiro**

**Centro de Ciência e Tecnologia**

**Faculdade de Engenharia**

**Diego Teixeira Pedro**

**Caracterização de juntas soldadas por Arame Tubular com  
proteção gasosa do aço ferrítico ASTM A335 grau P91, antes e após  
situação de duplo reparo**

**Rio de Janeiro**

**2014**

Diego Teixeira Pedro

**Caracterização de juntas soldadas por Arame Tubular com proteção gasosa do aço ferrítico ASTM A335 grau P91, antes e após situação de duplo reparo**



Dissertação apresentada, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre, ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade do Estado do Rio de Janeiro. Área de concentração: Mecânica dos Sólidos.

Orientadora: Prof.<sup>a</sup> D.Sc. Marília Garcia Diniz

Rio de Janeiro

2014

CATALOGAÇÃO NA FONTE  
UERJ / REDE SIRIUS / BIBLIOTECA CTC/B

P372 Pedro, Diego Teixeira.

Caracterização de juntas soldadas por arame tubular com proteção gasosa do aço ferrítico ASTM A335 grau P91, antes e após situação de duplo reparo / Diego Teixeira Pedro. - 2014.

120 f.

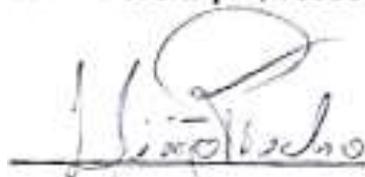
Orientador: Marília Garcia Diniz.

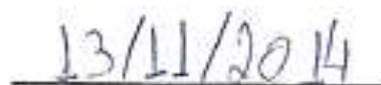
Dissertação (Mestrado) – Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Faculdade de Engenharia.

1. Engenharia Mecânica. 2. Mecânica dos sólidos – Dissertações. 3. Aço – Estruturas soldadas – Dissertações. I. Diniz, Marília Garcia. II. Universidade do Estado do Rio de Janeiro. III. Título.

CDU 531

Autorizo, apenas para fins acadêmicos e científicos, a reprodução total ou parcial desta dissertação, desde que citada a fonte.

  
\_\_\_\_\_  
Assinatura

  
\_\_\_\_\_  
Data

Diego Teixeira Pedro

**Caracterização de juntas soldadas por Arame Tubular com proteção gasosa do aço ferrítico ASTM A335 grau P91, antes e após situação de duplo reparo**

Dissertação apresentada, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre, ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade do Estado do Rio de Janeiro. Área de concentração: Mecânica dos Sólidos.

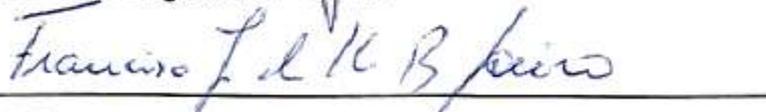
Aprovado em 22 de outubro de 2014.

Banca Examinadora:



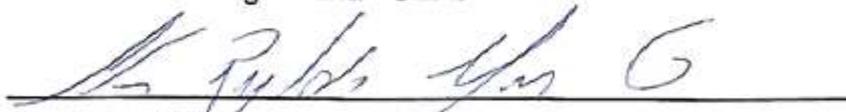
---

Prof.ª D.Sc. Marília Garcia Diniz (Orientadora)  
Faculdade de Engenharia - UERJ



---

Prof. D.Sc. Francisco José Da Cunha Pires Soeiro  
Faculdade de Engenharia - UERJ



---

Prof. D.Sc. Hector Reynaldo Meneses Costa  
Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da  
Fonseca - CEFET/RJ

Rio de Janeiro

2014

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus pela saúde e pela força para superar os obstáculos de todos os dias.

À minha esposa Claudiane Campos da Silva pelo apoio nos momentos mais difíceis.

A todos que de alguma forma colaboraram para a execução deste trabalho, em especial:

À minha orientadora, Professora Marília Garcia Diniz, pela companhia, paciência, ensinamentos, pelo profissionalismo e dedicação aos seus alunos e a instituição UERJ.

À empresa UTC Engenharia S.A. que propôs e possibilitou o estudo, disponibilizando o local, o material, equipamentos e os colaboradores necessários para a realização da soldagem, tratamentos térmicos e os ensaios mecânicos de impacto e tração.

Aos Engenheiros da UTC Engenharia S.A. Guttemberg Chagas de Souza e Ismael Cardote Filho pela atenção, paciência e todo o suporte fornecido.

A todos os funcionários da UERJ, principalmente os que estão envolvidos com o Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

E por fim, a CAPES pela concessão da bolsa de estudos.

## RESUMO

PEDRO, D. T. *Caracterização de juntas soldadas por Arame Tubular com proteção gasosa do aço ferrítico ASTM A335 P91, antes e após situação de duplo reparo.* 2014. 122 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2014.

Pouco se sabe a respeito das consequências da operação de reparo nas propriedades mecânicas e metalúrgicas das juntas do aço ASTM A335 grau P91 soldadas por Arame Tubular. Neste trabalho foi realizado um estudo para analisar e caracterizar juntas de um tubo do aço P91 soldadas pelo processo Arame Tubular com proteção gasosa, antes e após situação de duplo reparo. Foram utilizadas técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV), análise química semiquantitativa por EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*), microscopia óptica (MO), além da obtenção de medidas de microdureza Vickers e realização de ensaios de impacto e tração à temperatura ambiente. A macrografia revelou a existência de uma nova zona termicamente afetada formada no centro da junta reparada e a análise micrográfica mostrou que esta zona apresentou uma pequena tendência a formação de grãos menores do que na zona de fusão que sofreu reparo, além disso, a região tinha grãos colunares que não são característicos de uma zona termicamente afetada e quantidade de carbonetos menor comparativamente. Não houve variações significativas nos valores de tração e microdureza. Os ensaios de impacto revelaram baixos valores de energia absorvida na zona de fusão do 2º reparo, no entanto, todas as outras zonas avaliadas das juntas com e sem reparo apresentaram valores dentro das especificações.

Palavras-chave: Aço P91. Caracterizar. Arame Tubular. Duplo reparo.

## ABSTRACT

PEDRO, D. T. *Characterization of ASTM A335 grade P91 steel joints welded by Flux-Cored Arc Welding (FCAW) with shielding gas, before and after double repair situation. 2014. 122 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2014.*

Little is known about the consequences of the repair operation on the mechanical and metallurgical properties of ASTM A335 grade P91 steel joints welded by Flux-Cored Arc Welding (FCAW). In this work, a study was made to analyze and characterize joints of P91 steel tube, welded by FCAW with shielding gas, before and after double repair situation. Techniques of scanning electron microscopy (SEM), chemical analysis by semi-quantitative EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) and optical microscopy (OM) were used, in addition, Vickers microhardness measurements, impact and tensile tests at room temperature, were carried out. The macrography revealed the existence of a new heat affected zone formed in the center of the repaired joint and the micrographic analysis showed that this zone has a tendency to formation of smaller grains compared to the repaired fusion zone, furthermore, the region has columnar grains which are not characteristics of a heat affected zone and comparatively lesser amounts of carbides. There were no significant variations in the tensile and hardness values. Impact tests showed low values of absorbed energy in the fusion zone of the second repair; however, all other evaluated zones, with and without repair, had values within specifications.

Keywords: P91 steel. Characterize. FCAW. Double repair.

## LISTA DE ILUTRAÇÕES

|  |    |
|--|----|
| Figura 1 - Evolução histórica do aumento da resistência à fluência nos aços ferríticos e austeníticos utilizados em caldeiras.....   | 22 |
| Figura 2 - Evolução dos aços Cr-Mo em 4 gerações.....  | 23 |
| Figura 3 - Limite de resistência à ruptura por fluência de aços submetidos a temperaturas entre 500 e 550°C, utilizados em tubulações .....  | 24 |
| Figura 4 - Temperaturas máximas de serviço de diferentes aços com base numa tensão de 100 MPa para ruptura em 100.000 horas.....   | 26 |
| Figura 5 - Comparação de espessuras de parede em tubos dos aços P91 e P22 .....  | 27 |
| Figura 6 - Diagrama CCT do aço ferrítico P91 .....   | 28 |
| Figura 7 - Microestrutura de martensita revenida do aço P91 modificado obtida por microscopia óptica após ataque químico com reagente Vilella .....  | 29 |
| Figura 8 - Diagrama de fases do aço P91 .....  | 29 |
| Figura 9 - Diagrama de Schaeffler, utilizado para estimar as fases metalúrgicas presentes no metal soldado .....   | 31 |
| Figura 10 - Imagem da microestrutura martensita revenida com presença de ferrita $\delta$ no aço P92 obtida por microscopia óptica após ataque químico com reagente Vilella, aumento de 1000x..... | 31 |
| Figura 11 - Representação esquemática da localização dos precipitados do aço P91 .....   | 32 |
| Figura 12 - Microestrutura do aço P91: (a) esquema representativo, (b) microestrutura martensita revenida obtida por MEV. ....   | 33 |
| Figura 13 - Representação esquemática da soldagem TIG .....  | 36 |
| Figura 14 - Representação esquemática da soldagem Arame Tubular com proteção gasosa.....   | 37 |
| Figura 15 - Zonas constituintes de uma junta soldada em “V”.....   | 38 |
| Figura 16 - Ciclos térmicos na soldagem do aço P91.....  | 39 |
| Figura 17 - Efeito do teor de Carbono em relação ao Carbono equivalente sobre a susceptibilidade de fissuração a frio na ZTA.....  | 41 |

|   |    |
|---|----|
| Figura 18 - Fissura no reaquecimento na ZTA da solda do aço P91: (a) macrografia, (b) micrografia por MO e (c) superfície de fratura obtida por MEV .....   | 45 |
| Figura 19 - Representação esquemática das regiões tipicamente encontradas numa junta soldada do aço P91 .....   | 46 |
| Figura 20 - Microestrutura da zona de fusão: (a) estrutura colunar típica da zona de fusão, (b) microestrutura martensítica completa com a presença de austenita residual e (c) microestrutura martensita revenida em placas..  | 48 |
| Figura 21 - Microestrutura da ZTA obtida por microscopia eletrônica de varredura: (a) regiões da ZTA, (b) zona de grãos grosseiros com evidencia da presença de ferrita $\delta$ e (c) zona de grãos finos. ....  | 49 |
| Figura 22 - Microestrutura da zona intercrítica obtida por microscopia eletrônica de transmissão: (a) coexistência de ferrita e martensita, (b) presença de ferrita com subgrãos e (c) precipitados .....   | 50 |
| Figura 23 - Esquema representativo das diferentes transformações microestruturais em cada região da solda .....   | 51 |
| Figura 24 - Perfil de durezas ao longo da secção transversal do aço P91 soldado após TTPS .....   | 52 |
| Figura 25 - Perfis de dureza em soldas de aço P91: (a) sem TTPS, (b) após TTPS a 760°C por 2 h e (c) após TTPS a 750°C por 15,3 h .....   | 53 |
| Figura 26 - Microestrutura dendrítica da zona de fusão antes do TTPS.....   | 54 |
| Figura 27 - Ilustração da microestrutura após soldagem multipasses .....  | 55 |
| Figura 28 - Localização dos tipos (I a IV) mais frequentes de fissuras em juntas soldadas .....   | 57 |
| Figura 29 - Perfil de fratura do tipo IV em uma junta solda do aço P91.....   | 58 |
| Figura 30 - Micrografias e durezas das regiões da junta soldada com fratura do tipo IV .....  | 59 |
| Figura 31 - Micrografias da zona intercrítica com diferentes ampliações, obtidas por . microscopia eletrônica de transmissão: (a, b, c) antes do ensaio de fluência e (d, e, f) após o ensaio de fluência a 600°C, 800 MPa, com tempo de ruptura de 12415 horas ..... | 60 |
| Figura 32 - Dimensões do chanfro (unidade em mm).....   | 62 |
| Figura 33 - Tubo na posição 6G para soldagem. ....  | 63 |
| Figura 34 - Junta com isolamento térmico.....   | 64 |
| Figura 35 - Sequência de alterações na junta soldada.....   | 65 |

|   |    |
|---|----|
| Figura 36 - Amostras para análise macro e micrográfica. ....  | 67 |
| Figura 37 - Regiões e zonas analisadas nas juntas com e sem reparo.....   | 68 |
| Figura 38 - Linhas de indentação para os perfis de dureza.....  | 69 |
| Figura 39 - Dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto .....  | 70 |
| Figura 40 - Regiões de retirada dos corpos de prova para impacto da solda com reparo.....   | 71 |
| Figura 41 - Corpo de prova para ensaio de tração .....  | 72 |
| Figura 42 - Macrografia da junta sem reparo. Aumento de 50X.....  | 73 |
| Figura 43 - Macrografia da junta com reparo.....  | 74 |
| Figura 44 - Aspecto micrográfico do metal de base da amostra reparada. Aspectos micrográficos do metal de base para amostra sem reparo é muito semelhante.....  | 75 |
| Figura 45 - Aspecto micrográfico da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, região próxima à região intercrítica, amostra com duplo reparo. MO, aumento de 500x.....  | 76 |
| Figura 46 - Aspecto micrográfico da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, região de grãos finos, amostra com duplo reparo. MO, aumento de 500x.....   | 77 |
| Figura 47 - Aspecto micrográfico da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, região de grãos grosseiros, amostra com duplo reparo. MO, aumento de 500x. ....   | 77 |
| Figura 48 - Aspectos micrográficos da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, amostra com duplo reparo. MO, aumentos de 1000x: grãos grosseiros (esquerda), grãos finos (centro) e limite com região intercrítica (direita).... | 78 |
| Figura 49 - Aspecto micrográfico da ZTA central da junta reparada. MO, região de enchimento, Arame Tubular amostra, com duplo reparo, aumento de 1000x.....   | 79 |
| Figura 50 - Aspecto micrográfico da ZF do 2º reparo. MO, região de enchimento, Arame Tubular, amostra com duplo reparo, aumento de 1000x. ....  | 79 |
| Figura 51 - Aspecto micrográfico da ZF do 2º reparo. MO, região da raiz, TIG, amostra com duplo reparo, aumento de 1000x. ....  | 80 |
| Figura 52 - Aspecto micrográfico do metal de base, amostra com duplo reparo, obtido por MEV operando no modo elétrons secundários, com aumento de 1000x.....  | 81 |

|  |    |
|--|----|
| Figura 53 - Aspecto micrográfico da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, amostra com duplo, reparo obtido por MEV operando no modo elétrons secundários, com aumento de 1000x.....  | 82 |
| Figura 54 - Aspecto micrográfico da ZF do 2º reparo, amostra com duplo reparo, obtido por MEV operando no modo elétrons secundários, com aumento de 1000x.....   | 82 |
| Figura 55 - Espectro referente ao resultado da análise EDS em parte do MB, ZF do lado sem reparo e ZF do 2º reparo.....  | 83 |
| Figura 56 - Pontos selecionados da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB para análise química por EDS.....  | 84 |
| Figura 57 - Espectro do ponto 1. Presença significativa do Cromo. ....   | 85 |
| Figura 58 - Espectro do ponto 2. Picos de energia maiores para o Ferro. ....   | 85 |
| Figura 59 - Análise EDS <i>line scan</i> , ZF do 2º reparo, aumento de 25x.....  | 86 |
| Figura 60 - Espectro referente ao resultado da análise EDS <i>line scan</i> , ZF do 2º reparo da Figura 56.....  | 87 |
| Figura 61 - Aspecto microestrutural da ZTA central da junta reparada, amostra com duplo reparo, obtida por MEV operando no modo elétrons secundários, aumento de 4000x.....  | 88 |
| Figura 62 - Aspecto microestrutural da ZTA que não sofreu influência do reparo, amostra com duplo reparo, obtida por MEV operando no modo elétrons secundários, aumento de 4000x. ....   | 88 |
| Figura 63 - Imagens das Figuras 62 e 63 que foram submetidas ao processamento digital de imagens para mostrarem apenas os “pontos claros” ou carbonetos: observa-se uma diferença (análise qualitativa) da densidade de carbonetos na ZTA central da junta reparada, (esquerda) em comparação com a ZTA que não sofreu influência do reparo (direita)... | 89 |
| Figura 64 - Aspecto microestrutural da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB (esquerda) em comparação com a ZTA que não sofreu influência do reparo (direita), aumento de 4000x.....  | 90 |
| Figura 65 - Densidades de carbonetos na ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB (esquerda) em comparação com a ZTA que não sofreu influência do reparo (direita).....   | 90 |
| Figura 66 - Raiz da ZF da amostra sem reparo soldada por TIG, aumento de 4000x.....  | 91 |

|  |     |
|--|-----|
| Figura 67 - ZF do 2º reparo soldada por TIG, amostra com reparo, aumento de 4000x.....                 | 91  |
| Figura 68 - ZF da amostra sem reparo soldada por Arame Tubular, aumento de 4000x.....                  | 92  |
| Figura 69 - ZF do 2º reparo soldada por Arame Tubular, amostra com reparo, aumento de 4000x.....       | 92  |
| Figura 70 - Perfil de microdureza HV da amostra sem reparo na linha 1 (raiz). ....                     | 94  |
| Figura 71 - Perfil de microdureza HV da amostra com reparo na linha 1 (raiz). ....                     | 94  |
| Figura 72 - Perfil de microdureza HV da amostra sem reparo na linha 2 (enchimento). ....               | 95  |
| Figura 73 - Perfil de microdureza HV da amostra com reparo na linha 2 (enchimento). ....               | 95  |
| Figura 74 - Perfil de microdureza HV da amostra sem reparo na linha 3 (reforço)...                     | 96  |
| Figura 75 - Perfil de microdureza HV da amostra com reparo na linha 3 (reforço)...                     | 96  |
| Figura 76 - Aspecto dos corpos de prova retirados da junta com reparo após os ensaios de impacto. .... | 100 |
| Figura 77 - Gráfico do ensaio de tração da junta sem reparo.....                                       | 101 |
| Figura 78 - Gráfico do ensaio de tração da junta com reparo.....                                       | 102 |
| Figura 79 - Corpos de prova de tração fraturados.....  | 103 |

## LISTA DE TABELAS

|  |     |
|--|-----|
| Tabela 1 - Composição química do aço P91 .....   | 25  |
| Tabela 2 - Propriedades mecânicas de alguns aços ferríticos Cr-Mo à temperatura ambiente.....  | 25  |
| Tabela 3 - Propriedades do metal fundido após diferentes tempos de exposição de TTPS .....   | 44  |
| Tabela 4 - Composição química do aço P91 .....   | 61  |
| Tabela 5 - Composição química dos consumíveis. ....  | 65  |
| Tabela 6 - Parâmetros de soldagem .....  | 66  |
| Tabela 7 - Resultados quantitativos obtidos pela análise química semiquantativa por EDS em parte do MB, ZF do lado sem reparo e ZF do 2º reparo. ... | 84  |
| Tabela 8 - Resultados de dureza Vickers (HV5) após a sobreposição de cinco tratamentos térmicos pós-soldagem .....                                   | 97  |
| Tabela 9 - Valores médios nas zonas da junta sem reparo.....   | 97  |
| Tabela 10 - Valores médios nas zonas da junta com reparo.....  | 98  |
| Tabela 11 - Resultado dos ensaios de impacto na junta sem reparo.....  | 99  |
| Tabela 12 - Resultado dos ensaios de impacto na junta com reparo .....   | 99  |
| Tabela 13 - Resultados dos ensaios de tração .....   | 102 |

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

|                     |  |
|---------------------|--|
| ABNT                | Associação Brasileira de Normas Técnicas   |
| Ac1                 | Linha de transformação da ferrita em austenita durante o aquecimento                               |
| Ac3                 | Linha de transformação bifásica (ferrita + austenita) do domínio austenítico durante o aquecimento |
| Al                  | Alumínio   |
| As                  | Arsênio  |
| ASM                 | <i>American Society of Metals</i>  |
| ASME                | <i>American Society of Mechanical Engineers</i>  |
| ASTM                | <i>American Society for Testing and Materials</i>  |
| AWS                 | <i>American Welding Society</i>  |
| C                   | Carbono  |
| CE                  | Carbono equivalente  |
| CE <sub>total</sub> | Carbono equivalente total  |
| Cr                  | Cromo  |
| Cr <sub>eq</sub>    | Cromo equivalente  |
| Co                  | Cobalto  |
| Cu                  | Cobre  |
| EM                  | <i>European Norm</i>   |
| Fe                  | Ferro  |
| Fe <sub>3</sub> C   | cementita  |
| H                   | Hidrogênio   |
| h                   | horas  |
| HV                  | <i>Hardness Vickers</i> (dureza Vickers)   |
| J                   | Joule  |
| Kgf                 | quilograma-força   |
| kN                  | quilo Newton   |
| mm                  | milímetro  |
| Mn                  | Manganês   |
| Mo                  | Molibdênio   |
| MPa                 | mega Pascal  |
| N                   | Nitrogênio   |

|             |                                 |
|-------------|---------------------------------|
| Nb          | Nióbio                          |
| Ni          | Níquel                          |
| Nieq        | Níquel equivalente              |
| S           | Enxofre                         |
| Sb          | Antimônio                       |
| Si          | Silício                         |
| Tf          | temperatura de fusão            |
| Tp          | temperatura de pico             |
| Tpa         | temperatura de pré-aquecimento  |
| TTPS        | tratamento térmico pós-soldagem |
| V           | Vanádio                         |
| W           | Tungstênio                      |
| wt %        | porcentagem em peso             |
| °C          | graus Celsius                   |
| %           | percentual                      |
| $\alpha$    | fase ferrita                    |
| $\alpha'$   | martensita fresca               |
| $\gamma$    | fase austenita                  |
| $\delta$    | ferrita delta                   |
| $\emptyset$ | diâmetro                        |

## SUMÁRIO

|         |   |    |
|---------|---|----|
|         | <b>INTRODUÇÃO</b> .....   | 18 |
| 1       | <b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....  | 20 |
| 1.1     | <b>O Aço ASTM A335 Grau P91</b> .....   | 20 |
| 1.1.1   | <u>Características Básicas do Aço P91</u> .....                                     | 24 |
| 1.1.2   | <u>Características Microestruturais e Tratamento Térmico do Aço P91</u> .....       | 27 |
| 1.1.3   | <u>Características dos Precipitados</u> .....                                       | 32 |
| 1.2     | <b>Soldagem do Aço P91</b> .....  | 34 |
| 1.2.1   | <u>Conceitos Básicos do Processo de Soldagem TIG</u> .....                          | 35 |
| 1.2.2   | <u>Conceitos Básicos do Processo de Soldagem Arame Tubular</u> .....                | 36 |
| 1.2.3   | <u>Macroestrutura da Solda</u> .....  | 37 |
| 1.2.4   | <u>Energia de Soldagem</u> .....  | 38 |
| 1.2.5   | <u>Ciclo Térmico e Cuidados Associados ao Processo de Soldagem</u> .....            | 39 |
| 1.2.5.1 | Fissuração a Frio .....   | 40 |
| 1.2.5.2 | Pré-aquecimento e Controle da Temperatura entre Passes .....                        | 41 |
| 1.2.5.3 | Pós-aquecimento .....   | 43 |
| 1.2.5.4 | Tratamento Térmico Pós-soldagem .....   | 43 |
| 1.2.5.5 | Fissuração no Reaquecimento .....   | 44 |
| 1.2.6   | <u>Microestrutura Após o Processo de Soldagem</u> .....                             | 46 |
| 1.3     | <b>Características das Juntas Soldadas do Aço P91 Relacionadas à Fluência</b> ..... | 55 |
| 1.3.1   | <u>Fenômeno de Fluência</u> .....   | 55 |
| 1.3.2   | <u>Mecanismos de Fluência</u> .....   | 56 |
| 1.3.3   | <u>Falhas em Juntas Soldadas do Aço P91 Submetidas à Fluência</u> .....             | 57 |
| 2       | <b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....  | 61 |
| 2.1     | <b>O Material Soldado</b> .....   | 61 |
| 2.2     | <b>Procedimento de Soldagem</b> .....   | 62 |
| 2.3     | <b>Preparação Metalográfica</b> .....   | 66 |
| 2.4     | <b>Análise Macroscópica</b> .....   | 67 |
| 2.5     | <b>Microscopia</b> .....  | 67 |
| 2.5.1   | <u>Microscopia Óptica</u> .....   | 67 |
| 2.5.2   | <u>Microscopia Eletrônica de Varredura</u> .....                                    | 68 |

|       |  |     |
|-------|--|-----|
| 2.6   | <b>Ensaio Mecânico</b> .....                     | 69  |
| 2.6.1 | <u>Ensaio de Microdureza</u> .....               | 69  |
| 2.6.2 | <u>Ensaio de Impacto</u> .....                   | 70  |
| 3.6.3 | <u>Ensaio de Tração</u> .....                    | 71  |
| 3     | <b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....              | 73  |
| 3.1   | <b>Macrografia</b> .....                         | 73  |
| 3.2   | <b>Aspectos Micrográficos</b> .....              | 75  |
| 3.2.1 | <u>Microscopia Óptica</u> .....                  | 75  |
| 3.2.2 | <u>Microscopia Eletrônica de Varredura</u> ..... | 81  |
| 3.3   | <b>Ensaio Mecânico</b> .....                     | 93  |
| 3.3.1 | <u>Ensaio de Microdureza</u> .....               | 93  |
| 3.3.2 | <u>Ensaio de Impacto</u> .....                   | 98  |
| 3.3.3 | <u>Ensaio de Tração</u> .....                    | 101 |
| 4     | <b>CONCLUSÃO</b> .....                           | 104 |
|       | <b>REFERÊNCIAS</b> .....                         | 106 |
|       | <b>ANEXOS</b> .....                              | 113 |

## INTRODUÇÃO

A necessidade por materiais que atendam as demandas da indústria petrolífera é recorrente. A classe de aços ferríticos Cr-Mo resistentes à fluência é muito utilizada em aplicações na indústria de geração de energia. O aço ASTM grau P91, pertencente a tal classe, é fabricado para uso em tubulações com aplicações típicas como vaso de pressão em ambientes com alta temperatura.

Existe um esforço contínuo para aumentar a economia, eficiência e produtividade nos diversos processos industriais. Contudo, na soldagem deste material, seja para montagem ou operações de reparo, as juntas precisam ser analisadas de forma cuidadosa para que sua resistência não seja prejudicada devido às muitas variáveis existentes nos processos de soldagem [Hilkes & Gross, 2009].

A soldagem é um processo delicado realizado em várias etapas geralmente com a aplicação de um elevado aporte térmico que, conseqüentemente, altera as propriedades dos materiais. Estas alterações nem sempre são desejáveis ou aceitáveis, elas dependem de reações ocorridas durante a solidificação e resfriamento do cordão de solda e de sua microestrutura resultante.

Essencialmente, uma junta soldada possui em sua região características muito particulares que vão distinguir o metal fundido do metal de base e que precisam ser estudadas para prevenir possíveis falhas prematuras em operação, estas características também se alteram de acordo com o processo de soldagem utilizado. Cada processo de soldagem em si conta com inúmeros parâmetros variáveis, como: tensão do arco, corrente, gás de proteção, aporte térmico, temperatura de pré-aquecimento, tratamento térmico de alívio de tensões, entre outras variáveis que podem influenciar na resistência da junta soldada [Marques et al., 2005].

Este trabalho busca analisar e caracterizar juntas de um tubo do aço ASTM A335 grau P91 soldadas pelo processo Arame Tubular com proteção gasosa, antes e após situação de duplo reparo. Embora o processo Arame Tubular seja relativamente antigo, sua utilização na soldagem do aço P91 ainda não está bastante difundida, sobretudo quanto à influência do reparo que, basicamente, é a execução de uma nova solda em uma região que já sofreu efeitos de uma soldagem anterior.

O tema deste estudo foi proposto e apoiado pela empresa UTC Engenharia S.A., que disponibilizou o local, o material e os colaboradores para a realização da soldagem e dos tratamentos térmicos pós-soldagem.

Portanto, o estudo buscou, em um primeiro instante, apresentar as principais características do aço P91 utilizado, tais como sua microestrutura, fases presentes, tipos de precipitados e propriedades mecânicas. Além disso, o estudo abordou a etapa de soldagem do aço P91, incluindo ciclo térmico característico, cuidados associados, o processo de soldagem que foi utilizado na confecção das juntas para o trabalho experimental e o fenômeno de fluência no qual a junta do aço pode ser sujeita em campo. Por fim, o trabalho apresenta os resultados e uma discussão, onde na parte experimental foram utilizadas as técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), análise química semiquantitativa por EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*), ensaios de microdureza Vickers, ensaios de impacto e de tração à temperatura ambiente.

## 1- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 1.1 - O Aço ASTM A335 Grau P91

O aço ferrítico 9Cr-1Mo modificado, classificado como P91 pela ASTM (*American Society for Testing and Materials*) para uso em tubulações, faz parte de uma série de aços ferríticos ligados ao Cromo e Molibdênio (Cr-Mo) resistentes à fluência que têm sido utilizados em diversas aplicações técnicas nas últimas décadas [ASTM A335, 2006].

Os aços ferríticos Cr-Mo podem ser agrupados pela variação do teor de Cr presente nas ligas; aços 2,25Cr (2,25% de Cromo), aços 9Cr (9% de Cromo), e aços 12Cr (12% de Cromo), cada uma dessas classes de aços ferríticos teve uma sequência de evolução própria quanto à adição de elementos de liga [Masuyama, 1999; Lisboa, 2007].

Estes aços sofreram as primeiras modificações de composição química a partir do final dos anos 50 com o objetivo de promover o aumento da resistência à fluência, maior resistência à oxidação em altas temperaturas, melhor trabalhabilidade e soldabilidade. Dentre as principais modificações pode-se citar a adição e “otimização” dos teores de Vanádio, Nióbio, Molibdênio e Tungstênio. Os aços ferríticos resistentes à fluência são tipicamente construídos para atuar como vasos de pressão para serem utilizados em usinas termoelétricas e na indústria petroquímica, geralmente em caldeiras, aquecedores, trocadores de calor, turbinas, reatores e hidrocraqueadores [Hilkes & Gross, 2009; Lisboa, 2007].

As indústrias químicas, petroquímicas e de geração de energia começaram a utilizar aços ligados ao Cromo e Molibdênio desde a década de 20. Por volta de 1940, os aços 2,25Cr-1Mo (conhecido por P22, segundo a ASTM) e 9Cr-1Mo (ASTM P9) foram introduzidos em aplicações de usinas. Até 1950, a liga ferrítica 2,25Cr-1Mo era a mais utilizada em aplicações envolvendo altas temperaturas em usinas de geração de energia. Entretanto, alguns componentes fabricados com este aço apresentaram resultados insatisfatórios quanto a resistência à fluência e corrosão nos EUA e na Europa [Masuyama, 1999; Viswanathan & Bakker, 2000; Lisboa, 2007].

A busca pela superação das limitações do aço 2,25Cr-1Mo deu origem às variadas famílias de aços modificados. O primeiro aço nesta linha foi desenvolvido entre 1955 e 1960 e chamava-se EM12. A sua composição química final foi 9Cr-2Mo com adições de Nióbio e Vanádio [Masuyama, 1999; Viswanathan & Bakker, 2000; Lisboa, 2007].

Nos anos de 1970, o Departamento de Energia dos Estados Unidos financiou o desenvolvimento do aço 9Cr-1Mo modificado, sendo este aço uma melhoria do P9 pela adição de V, Nb, além do controle da quantidade de N. O aço 9Cr-1Mo modificado superou o EM12 tanto no aspecto técnico quanto econômico. No Japão, em seguida, houve um incremento do teor de Cromo e a adição de Tungstênio levando à série P92/P122/E911 [Masuyama, 1999; Viswanathan & Bakker, 2000; Lisboa, 2007].

Em 1984, a ASTM aprovou o aço 9Cr-1Mo modificado para uso em tubulações, sendo codificado como A335 grau P91. Este aço é aplicado basicamente em áreas de serviço extremo de caldeiras e instalações petroquímicas, como superaquecedores e reaquadadores. Em caldeiras modernas, que operam com combustíveis fósseis, a temperatura de operação gira em torno de 550°C.

O desenvolvimento dos aços 12Cr ocorreu aproximadamente no final dos anos 60. Siderúrgicas alemãs aprimoraram o aço 12%Cr para aplicações em altas temperaturas competindo com o EM12 (9Cr-2Mo), mas sendo alguns desses aços de estrutura martensítica [Masuyama, 1999; Viswanathan & Bakker, 2000; Lisboa, 2007].

A Figura 1 mostra o histórico da evolução dos aços ferríticos em comparação com os austeníticos apresentando suas resistências à fluência em mega Pascal (MPa) durante 100.000 horas a 600°C em função do ano de desenvolvimento do aço.

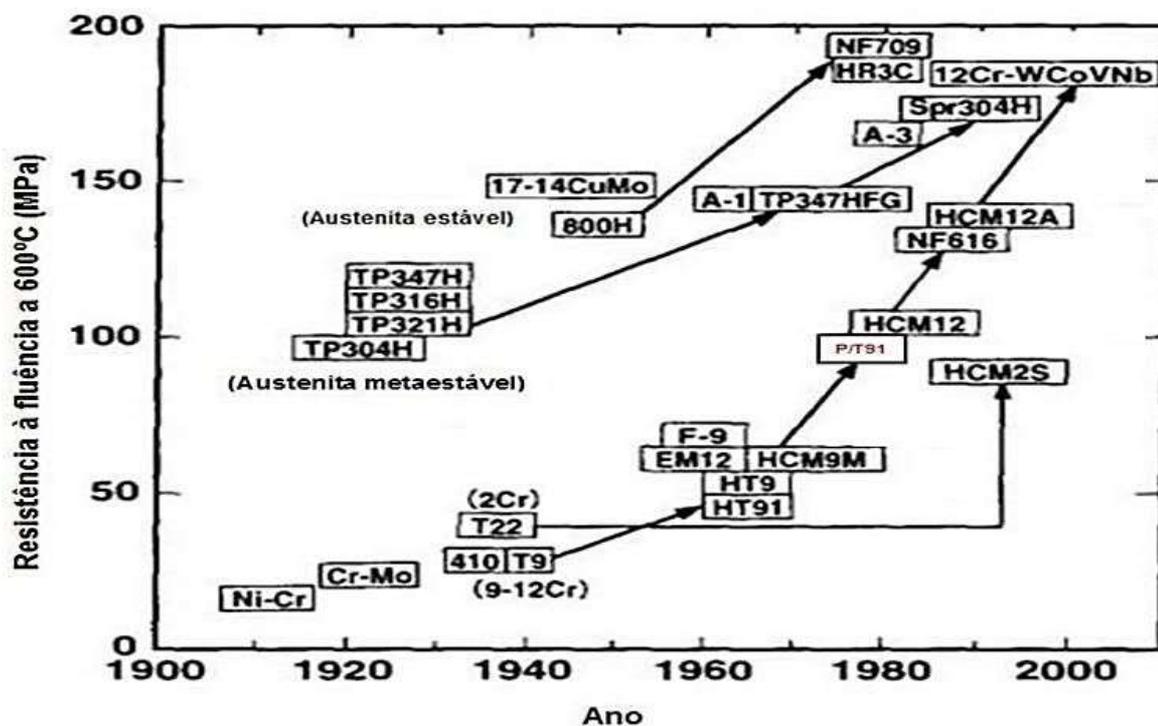


Figura 1. Evolução histórica do aumento da resistência à fluência nos aços ferríticos e austeníticos utilizados em caldeiras [Adaptado de Masuyama, 1999].

Para uma resistência a ruptura por fluência para um padrão de 100.000 horas a 600°C, os aços ferríticos Cr-Mo podem ser separados em 4 gerações considerando suas modificações, a primeira geração com resistência de 60MPa (1960-1970), a segunda geração com 100MPa (1970-85), a terceira geração com 140MPa (1985-95) e a quarta geração com 180MPa. A Figura 2 mostra a sistemática da evolução desses aços [Viswanathan & Bakker, 2000; Lisboa, 2007].



Figura 2. Evolução dos aços Cr-Mo em 4 gerações [Adaptado de Viswanathan & Bakker, 2000].

Hagen & Bendick (2002) subdividem os aços resistentes à fluência utilizados em centrais termoeletricas, em: aços Carbono-Manganês (C-Mn), aços com adição de Molibdênio, aços Cromo-Molibdênio de baixa liga (Cr-Mo) e, por fim, aços com teores de Cromo entre 9 e 12% (o aço P91 faz parte deste último subgrupo). O P91 também pode ser reconhecido como X10CrMoVNb9-1 de acordo as designações europeias (*EN-Designations*) [Hagen & Bendick, 2002]. A Figura 3 apresenta o limite de ruptura à fluência para alguns aços submetidos a temperaturas entre 500 a 550°C, incluindo suas respectivas classificações europeias [Hagen & Bendick, 2002].

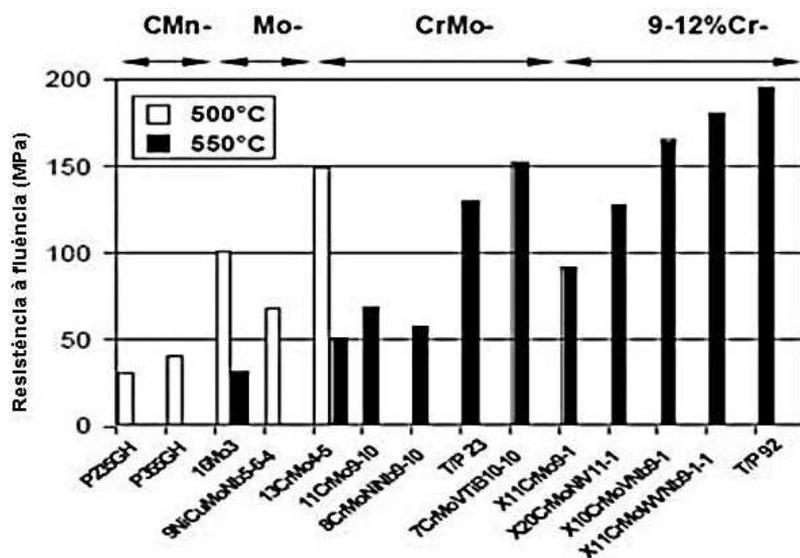


Figura 3. Limite de resistência à ruptura por fluência de aços submetidos a temperaturas entre 500 e 550°C, utilizados em tubulações [Adaptado de Hagen & Bendick, 2002].

### 1.1.1 - Características Básicas do Aço P91

O aço ASTM A335 grau P91 modificado, ou simplesmente P91, é fabricado na forma de tubos sem costura, foi desenvolvido como uma melhoria do aço 9Cr-1Mo mais básico (P9) pela adição de Vanádio, Nióbio e Nitrogênio para induzir a formação de carbonetos, nitretos e carbonitretos estáveis após ser submetido aos processos de tratamento térmico, em geral normalização, tempera e revenido. Este aço caracteriza-se por ter boa resistência à corrosão, elevadas propriedades mecânicas até aproximadamente 600°C (elevada resistência mecânica x tenacidade), alta condutividade térmica e baixo coeficiente de expansão térmica, o que proporciona uma melhor soldabilidade, além de menor custo em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, principalmente, pelo fato do Cromo ser mais barato do que o Níquel [Hagen & Bendick, 2002].

A Tabela 1 mostra a composição química do aço P91 e a Tabela 2 expõe as propriedades mecânicas, ambas estabelecidas pela norma ASTM A335 (*Designation: A335/A335M – 11, Standard Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service*, 2006).

Tabela 1. Composição química do aço P91 [ASTM A335, 2006].

| % em peso   | <b>C</b> | <b>Mn</b> | <b>P</b> | <b>S</b> | <b>Si</b> | <b>Cr</b> | <b>Mo</b> | <b>V</b> | <b>N</b> | <b>Al</b> | <b>Ni</b> | <b>Ti</b> |
|-------------|----------|-----------|----------|----------|-----------|-----------|-----------|----------|----------|-----------|-----------|-----------|
| <b>Mín.</b> | 0,08     | 0,30      | -        | -        | 0,20      | 8,00      | 0,85      | 0,18     | 0,030    | -         | -         | -         |
| <b>Máx.</b> | 0,12     | 0,60      | 0,02     | 0,01     | 0,50      | 9,50      | 1,05      | 0,25     | 0,070    | 0,02      | 0,40      | 0,01      |

Tabela 2. Propriedades mecânicas de alguns aços ferríticos Cr-Mo à temperatura ambiente [ASTM A335, 2006].

| <b>Grau</b> | <b>Limite de Elasticidade (MPa)</b> | <b>Limite de Resistência à Tração (MPa)</b> | <b>Dureza Máxima (HV)</b> | <b>Tenacidade (J)</b> |
|-------------|-------------------------------------|---|---------------------------|-----------------------|
| P91         | ≥415                                | 585-760                                     | 253                       | ≥35                   |
| P9          | ≥205                                | ≥415  | 170                       | ≥35                   |
| P22         | ≥205                                | ≥415  | 170                       | ≥35                   |

Haarmann e colaboradores (2002) descrevem que com base na experiência europeia, o aço P91 pode ser usado dentro de caldeiras (sobreaquecedores, aquecedores) para temperaturas de vapor de até 560°C (temperatura máxima do metal ao redor de 600°C) e fora de caldeiras, em tubos e conexões para temperaturas de até cerca de 610°C.

O aço P91 apresenta valores de temperatura máxima de utilização maiores do que outros aços da mesma classe (P11, P22, P9), o que permite obter maior eficiência nas centrais de geração de energia [Rocha, 2012]. A Figura 4 mostra a comparação das temperaturas máximas de serviço de diferentes aços com base numa tensão de 100 MPa para ruptura em 100.000 horas.

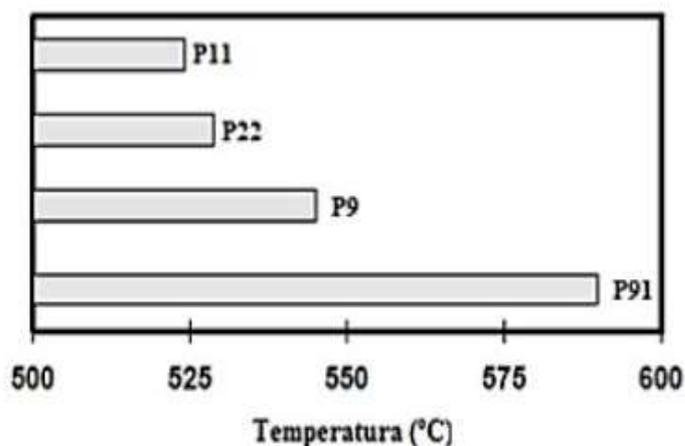


Figura 4. Temperaturas máximas de serviço de diferentes aços com base numa tensão de 100 MPa para ruptura em 100.000 horas [Adaptado de Rocha, 2012].

Outra característica importante do aço P91 é que ele requer uma menor espessura para a mesma tensão de serviço se comparado ao aço P22, por exemplo. O benefício se dá pelo fato desses materiais estarem sujeitos a fadiga térmica, que é também um problema comum em equipamentos que funcionam em altas temperaturas [Cardoso, 2009].

As variações cíclicas de temperatura existentes em uma caldeira, por exemplo, podem provocar o aparecimento de trincas oriundas de fadiga térmica. Em componentes de maior espessura, o diferencial de temperatura é superior ao de componentes de menor espessura. Sendo esta diferença de temperatura muito elevada e com variações cíclicas ao longo do tempo, existe maior chance do aparecimento de fissuração resultante da referida fadiga [Shibli, 2002; Cardoso, 2009].

A Figura 5 mostra uma comparação entre os aços P22 e P91 em condições de temperatura e pressão de 550°C e 280 bar (28MPa), em que é possível uma redução de espessura de 54% ao utilizar o aço P91 [Newell, 2001; Cardoso, 2009].



Figura 5. Comparação de espessuras de parede em tubos dos aços P91 e P22 [Adaptado de Newell, 2001].

### 1.1.2 - Características Microestruturais e Tratamento Térmico do Aço P91

Os parâmetros relacionados aos tratamentos térmicos são definidos pela norma ASTM A335, onde o aço P91, assim como outros aços com alto teor de Cromo, é frequentemente tratado termicamente e fornecido nas condições normalizado e revenido ou temperado e revenido [ASTM A335, 2006].

Nos processos usuais de têmpera e normalização, o aço é aquecido até a região de austenitização, nos limites de 1040°C a 1080°C, o que permite a dissolução dos carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  sem crescimento de grãos significativo, logo depois é resfriado até a temperatura ambiente (taxas de resfriamento acima de 0,2°C/s). É produzida a estrutura martensítica com elevada densidade de discordâncias e dureza. O aço P91 possui alta temperabilidade, ou seja, mesmo com resfriamento ao ar, a partir da temperatura de austenitização, forma estrutura 100% martensítica. A Figura 6 mostra o diagrama de transformação com resfriamento contínuo CCT (*continuous cooling transformation*) do P91. Nota-se que a transformação martensítica ocorre em uma larga faixa de taxas de resfriamento [Newell, 2001; Gaffard, 2004; ASTM A335, 2006].



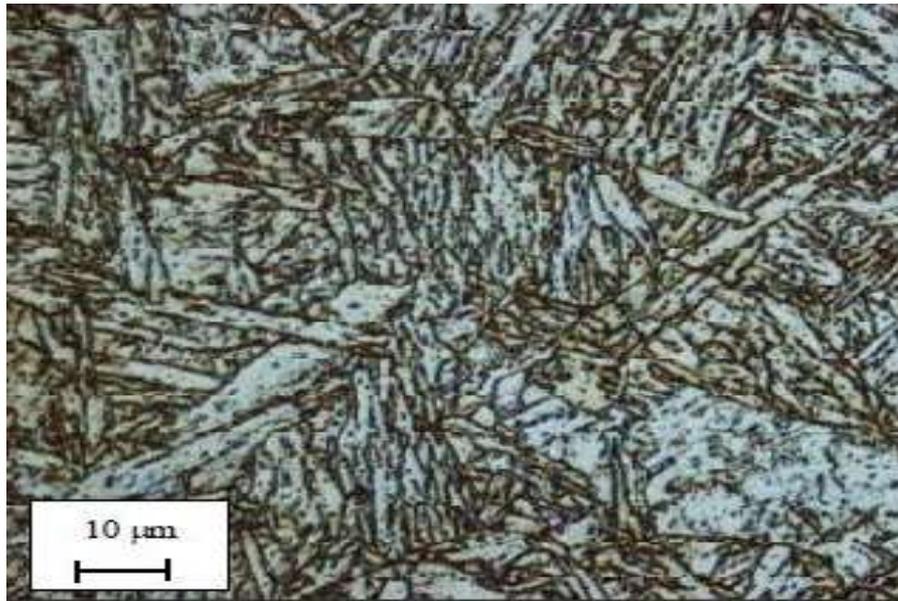


Figura 7. Microestrutura de martensita revenida do aço P91 modificado obtida por microscopia óptica após ataque químico com reagente Vilella [Gaffard, 2004].

A Figura 8 apresenta uma região do diagrama de fases do aço P91. Para 0,1% de Carbono em peso, a fase ferrítica apresenta-se em equilíbrio com carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  e MC [Ayala et al., 1999].

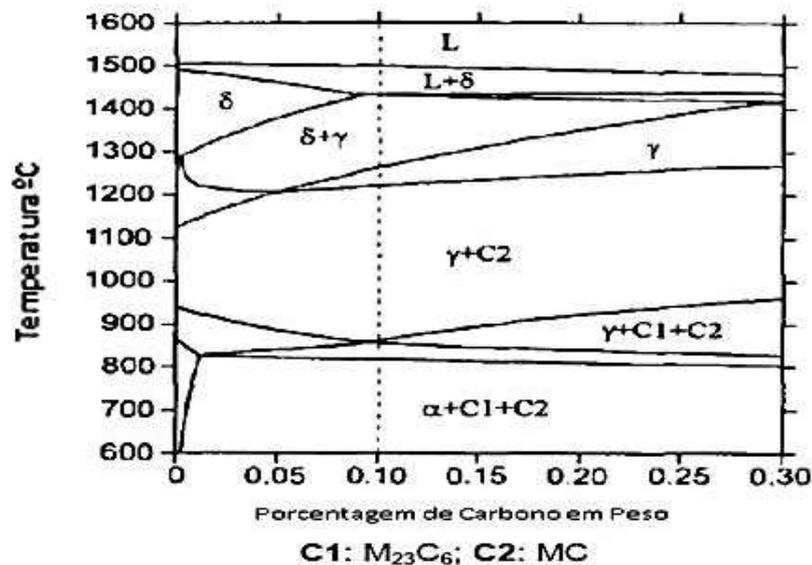


Figura 8. Diagrama de fases do aço P91 [Adaptado de Ayala et al., 1999].

A microestrutura do aço P91 modificado é concebida através de um equilíbrio entre estabilizadores de ferrita e austenita para se obter 100% de austenita durante a austenitização e 100% de martensita após o processo de têmpera ou

normalização, contudo, uma pequena quantidade de ferrita  $\delta$  pode estar presente em alguns casos [Klueh, 2005].

A presença de ferrita  $\delta$  reduz a resistência à fluência, a ductilidade e a tenacidade do material. A sua formação depende basicamente do tamanho do campo austenítico no diagrama de fases. A adição de elementos de liga “ferritizantes” como Cromo e Molibdênio para aumentar a resistência à fluência diminui o campo de estabilidade da austenita e aumenta a possibilidade de formar ferrita  $\delta$  [Tanaka, 2008].

O diagrama de Schaeffler é um diagrama de constituição utilizado para estimar as fases metalúrgicas presentes no metal de soldado. A Figura 9 mostra o diagrama de Schaeffler que expõe a localização dos aços 9-12%Cr. Esta localização no diagrama é definida através do cálculo do Cromo equivalente ( $C_{req}$ ) e do Níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ):

$$C_{req} (\% \text{peso}) = \%Cr + 2\%Si + 1.5\%Mo + 5\%V + 1.75\%Nb + 1.5\%Ti + 0.75\%W \quad (1)$$

$$Ni_{eq} (\% \text{peso}) = \%Ni + \%Co + 0.5\%Mn + 0.03\%Cu + 25\%N + 30\%C \quad (2)$$

Na mesma Figura 8, quatro tipos de aços 9-12% Cr aços, incluindo T91, P91, X20 e EM12, estão localizados. Com exceção do aço EM12, que está dentro da zona de estabilidade martensita + ferrita (M + F), os aços restantes estão localizados dentro da zona de estabilidade martensita (M) e muito perto da linha de fronteira de formação de ferrita. Isso significa que, embora estes aços tenham microestrutura inteiramente martensítica, existe potencial para a formação de ferrita  $\delta$  [Ayala et al., 1999; Zhang, 2009].

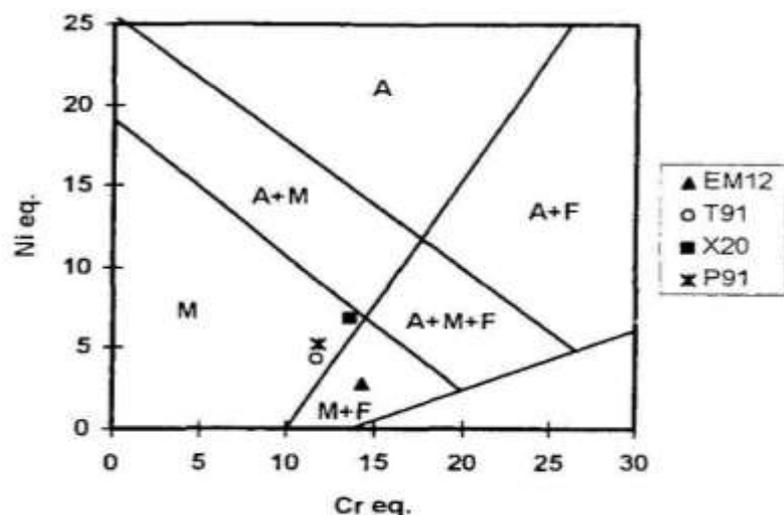


Figura 9. Diagrama de Schaeffler, utilizado para estimar as fases metalúrgicas presentes no metal soldado [Ayala et al., 1999].

A Figura 10 mostra a micrografia do aço P92 após ataque químico com o reagente Vilella obtida por microscopia óptica. Observa-se a matriz martensita revenida de tonalidade cinza com presença de ferrita  $\delta$ . Os grãos de ferrita  $\delta$  podem ser distinguidos da martensita revenida por serem “brancos” e “lisos” sem precipitados [Ayala et al., 1999, Ferreira, 2010].

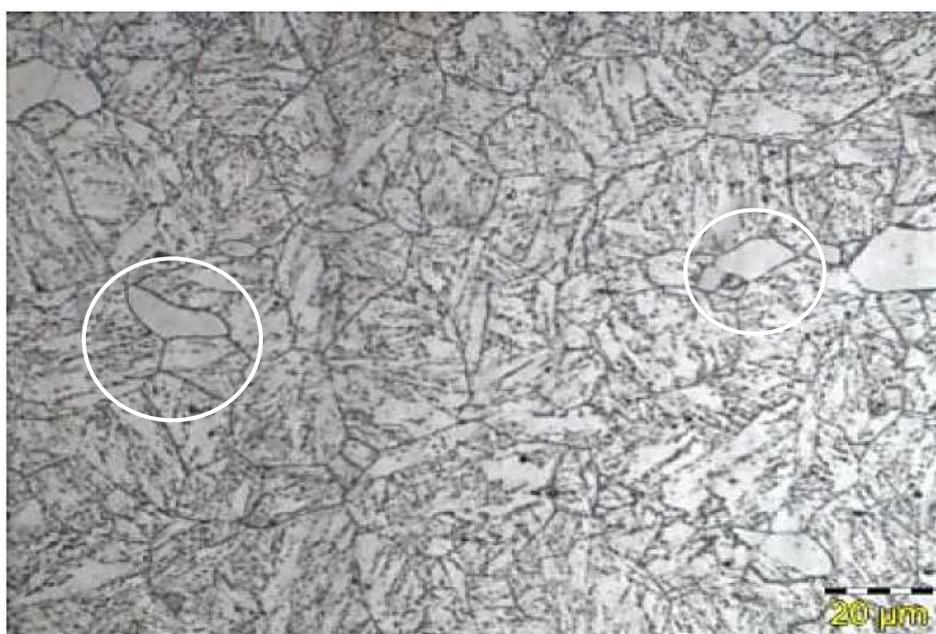


Figura 10. Imagem da microestrutura martensita revenida com presença de ferrita  $\delta$  no aço P92, obtida por microscopia óptica após ataque químico com reagente Vilella, aumento de 1000x [Adaptado de Ferreira, 2010].

### 1.1.3 - Características dos Precipitados

Finalizados os tratamentos descritos, o aço P91 apresenta microestrutura de martensita revenida formada por placas e subgrãos, além da presença dos precipitados. Existem dois tipos principais de precipitados: os carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  (sendo Cromo o principal elemento,  $M = Cr$ ) e os precipitados do tipo  $MX$  ( $M = V$  ou  $Nb$ ;  $X = C$  ou/e  $N$ ), chamados carbonetos, nitretos e carbonitretos. A microestrutura do aço apresentará, basicamente, esses dois tipos principais, mas dependendo das condições específicas do tratamento térmico e de utilização, pode ocorrer formação de outros precipitados, como  $M_2X$  e  $M_6X$ , além das fases *Laves* e *Z* [Zhang, 2009]. A Figura 11 mostra uma representação esquemática dos precipitados do aço P91 e a Figura 12 mostra a microestrutura martensita revenida obtida por MEV.

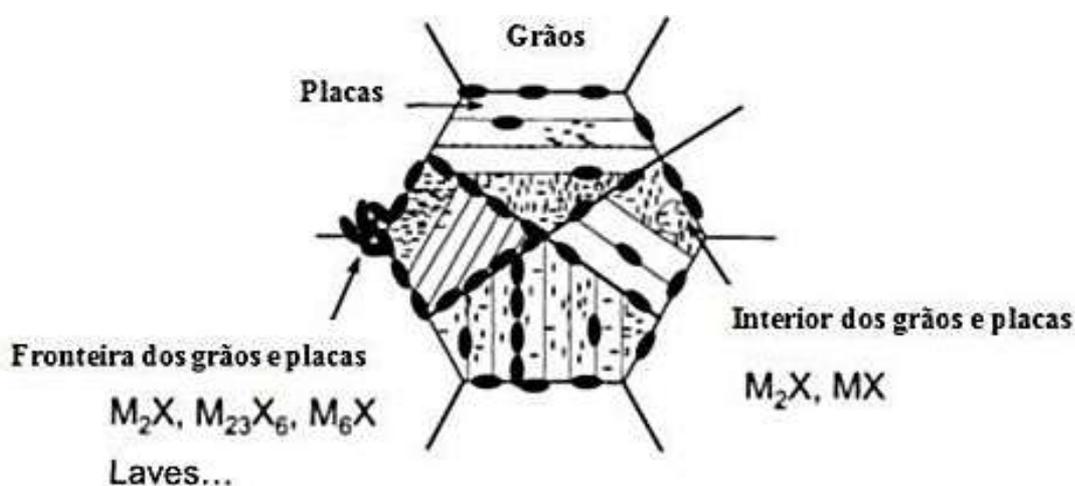


Figura 11. Representação esquemática da localização dos precipitados do aço P91

[Adaptado de Zhang, 2009].

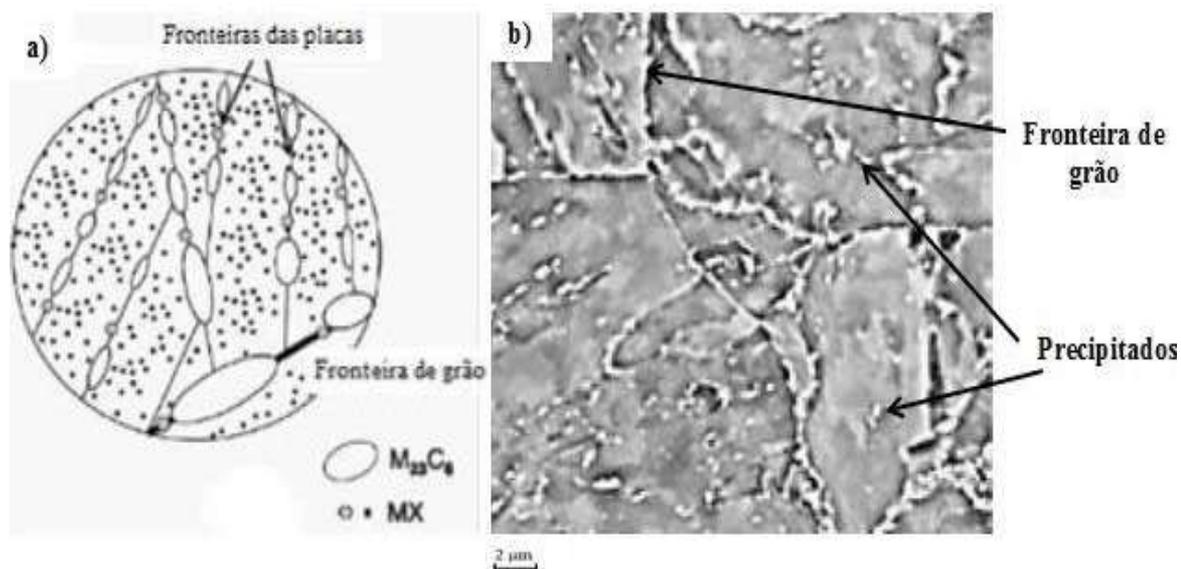


Figura 12. Microestrutura do aço P91: (a) esquema representativo, (b) microestrutura martensita revenida obtida por MEV [Adaptado de Rocha, 2012].

Os carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  são ricos em Cromo contendo também Ferro e Molibdênio, eles possuem diâmetro médio de 100nm, sua estrutura é cúbica de face centrada e são os principais tipos de precipitados encontrados nos aços 9-12%Cr. Estes precipitados têm a tendência de dissolverem completamente durante a austenitização a 1070°C, ao passo que, surgem rapidamente durante o processo de revenido, preferencialmente nas fronteiras dos grãos e placas, além disso, também podem ser encontradas em partículas menores no interior das placas de martensita. Estes precipitados retardam o crescimento de grão e, portanto, aumentam a resistência à fluência do material. No entanto, durante o processo de fluência quando expostos a altas temperaturas, os precipitados  $M_{23}C_6$  aumentam de tamanho nos contornos e formam pontos de concentração de tensões que contribuem para o início de trincas [Zhang, 2009].

Os precipitados do tipo MX (diâmetro médio de 30-40 nm) possuem estrutura cúbica de face centrada, são menores e mais resistentes a altas temperaturas do que os carbonetos  $M_{23}C_6$  e localizam-se geralmente no interior dos subgrãos e placas [Gieseke et al., 1993; Maruyama et al., 2001; Goswami, 2010; Rocha, 2012].

Conforme dito anteriormente, existem dois grupos de precipitados do tipo MX, os de Nióbio (NbX: NbC ou NbN) e de Vanádio (VX: VC ou VN), que desempenham funções diferentes no aço P91. Os precipitados de nióbio geralmente são esféricos, grosseiros e, ao contrário dos outros precipitados, não se dissolvem

durante a austenitização. Os precipitados de Vanádio são mais finos se dissolvem durante a austenitização e, em geral, precipitam uniformemente nas placas de martensita revenida durante o processo de revenido, tal como os precipitados do tipo  $M_{23}C_6$ . O controle dos precipitados MX presentes no P91 é muito importante para o sucesso do material frente aos mecanismos de fluência. [Zhang, 2009; Rocha, 2012].

As partículas  $M_2X$  são ricas em Cromo e são encontradas dentro dos subgrãos após a austenitização. Contudo, geralmente elas se dissolvem e são substituídas por precipitados mais estáveis do tipo MX, especialmente quando processos de revenido acima de  $700^\circ\text{C}$  são utilizados. Estes tipos de precipitados são raros e quando aparecem são em pouca quantidade [Zhang, 2009].

O precipitado  $M_6X$  é um carboneto cúbico de face centrada, rico em Molibdênio, Cromo e Níquel, ele é encontrado nos contornos de grão após exposições prolongadas do aço a temperaturas em torno de  $550^\circ\text{C}$  [Zhang, 2009].

A fase Z,  $\text{Cr}(\text{V}, \text{Nb})\text{N}$ , é outro nitreto de estrutura tetragonal e com elementos similares ao precipitado MX. Esta fase pode ser encontrada tanto na zona de fusão da solda quanto na zona termicamente afetada após exposições prolongadas a altas temperaturas de operação, ela contribui para redução da vida útil do material em condições de fluência. [Gieseke et al., 1993; Maruyama et al., 2001; Goswami, 2010].

Por último, a fase Laves  $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{Mo}, \text{W})$ , que precipita usualmente no nos contornos de grãos e placas perto dos carbonetos  $M_{23}C_6$ , possui estrutura hexagonal e pode surgir quando material está sujeito a temperaturas em torno de  $700^\circ\text{C}$ . A precipitação da fase de Laves pode aumentar a resistência à fluência através do endurecimento por precipitação, no entanto, o tamanho de suas partículas aumenta rapidamente quando exposto a temperaturas prolongadas, tornando-se maiores do que as dos carbonetos  $M_{23}C_6$  e causando um efeito negativo na resistência do aço [Gieseke et al., 1993; Maruyama et al., 2001; Goswami, 2010].

## 1.2 - Soldagem do Aço P91

A resistência à fluência dos aços ferríticos é atribuída aos mecanismos de endurecimento por solução sólida ou por precipitação. A soldagem inevitavelmente

afeta as propriedades de fluência. Ao longo dos anos, os sistemas de tubos de alta temperatura mostraram poucas falhas que não estivessem associadas aos processos de soldagem [Brett, 1994; Zhang, 2009].

A norma ASTM A335 indica que o aço P91 modificado pode ser soldado pelos processos convencionais por fusão, TIG (*Tungsten Inert Gas*), Eletrodo Revestido, Arco Submerso, MIG/MAG (*Metal Inert Gas/ Metal Active Gas*) e Arame Tubular; basicamente, são todos processos que envolvem elevado aporte térmico e, normalmente, envolvem a utilização de um metal de adição tal qual um eletrodo consumível, além disso, são processos que se utilizam de uma camada protetora entre a atmosfera e o metal fundido, seja através de gases de proteção ou fluxo [ASTM A335, 2006].

De acordo com Zhang e colaboradores, os processos de soldagem Eletrodo Revestido e TIG são os mais utilizados para fabricação de tubulações de grandes espessuras feitas com o aço P91, mas pelo fato de serem processos manuais sua produtividade é limitada. O processo Arco Submerso é o mais produtivo, contudo, ele é limitado quanto às posições de soldagem. O processo Arame tubular pode ser utilizado para todas as posições e pelas suas altas taxas de deposição pode ser considerado um dos processos mais produtivos para soldagem em campo. No entanto, apesar de ser um processo bem estabelecido para os aços P11 e P22, ele ainda é relativamente novo para soldagem do P91 [Zhang et al., 2001].

### 1.2.1 - Conceitos Básicos do Processo de Soldagem TIG

A soldagem a arco com eletrodo de Tungstênio e proteção gasosa (*Gas Tungsten Arc Welding – GTAW*), também conhecida por TIG (*Tungsten Inert Gas*), é um processo no qual a união de peças metálicas é produzida através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de Tungstênio, não consumível, e as peças a unir. A proteção da poça de fusão e do arco contra a contaminação pela atmosfera é feita por uma nuvem de gases inertes (Argônio e/ou Hélio). A solda pode ou não ser feita com metal de adição [Marques et al., 2005]. A Figura 13 ilustra o processo.

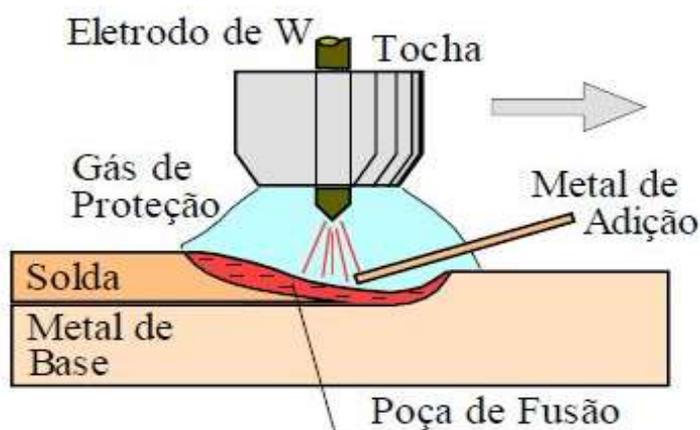


Figura 13. Representação esquemática da soldagem TIG [Marques et al., 2005].

Uma característica importante deste processo é o excelente controle da energia transferida para peça, devido ao controle independente da fonte de calor e da adição do metal de enchimento. Além disso, o arco elétrico na soldagem TIG é bastante estável, suave e produz, em geral, soldas com boa aparência e acabamento, que exigem pouca ou nenhuma limpeza após a operação. Contudo, é um processo com baixa produtividade e alto custo [Marques et al., 2005].

Este processo é aplicável à maioria dos metais e ligas, numa ampla faixa de espessuras, mas, em virtude de seu custo, é usado principalmente em metais não ferrosos e aços inoxidáveis, em peças de pequena espessura (da ordem de 1 a 2 mm). No caso do aço P91, o processo é muito utilizado no passe de raiz na soldagem de tubulações [Marques et al., 2005].

### 1.2.2 - Conceitos Básicos do Processo de Soldagem Arame Tubular

A soldagem com arame tubular (*Flux-Cored Arc Welding – FCAW*) é um processo que produz a coalescência de metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo tubular, contínuo, consumível e a peça de trabalho. A proteção do arco e do cordão de solda é feita por um fluxo de soldagem contido dentro do eletrodo, que pode ser suplementada por um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa. Além da proteção, os fluxos podem ter outras funções, como desoxidar e refinar o metal de solda, adicionar elementos de liga, estabilizar o arco etc. [Marques et al., 2005]. A Figura 14 ilustrar o processo.

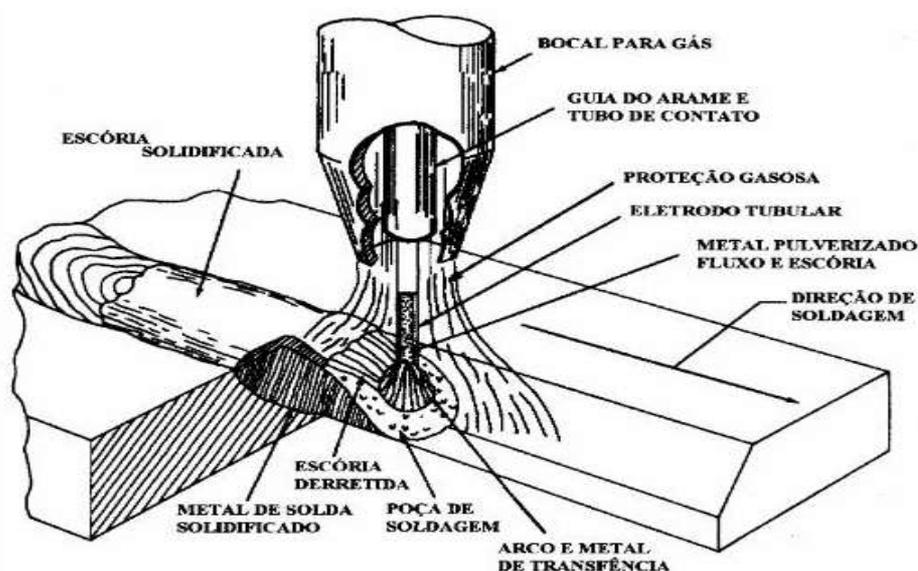


Figura 14. Representação esquemática da soldagem Arame Tubular com proteção gasosa [Bracarense, 2005].

Existem duas variações básicas do processo Arame Tubular, uma em que toda a proteção necessária é gerada pelo próprio fluxo contido no eletrodo, chamada de arame autoprotetido e outra em que a proteção é complementada por uma nuvem de gás, geralmente o gás Carbono ( $\text{CO}_2$ ) [Marques et al., 2005].

O processo com arames tubulares acumula as principais vantagens da soldagem MIG/MAG, como alto fator de trabalho do soldador, alta taxa de deposição e alto rendimento, que resultam em grande produtividade e as vantagens da soldagem com eletrodos revestidos como a alta versatilidade, possibilitando ajustes de composição química do metal de solda e facilidade de operação em campo. É aplicável aos aços Carbono e de baixa liga e aos aços inoxidáveis. Os problemas usuais que ocorrem na soldagem com arame tubular são: fusão incompleta, inclusão de escória, rachaduras, alimentação irregular e porosidade [Bracarense, 2005; Marques et al., 2005].

### 1.2.3 - Macroestrutura da Solda

O processo de soldagem proporciona uma intensa fonte de calor que interage com o material, este aporte térmico faz com que o material apresente diferentes características e perfis de região para região, conseqüentemente, características únicas de microestrutura em diferentes regiões da solda. A definição clássica da

macroestrutura soldada inclui três zonas distintas: metal de base (MB), a zona termicamente afetada (ZTA) ou zona afetada pelo calor (ZAC) e zona de fusão (ZF). A zona de fusão é composta pelo metal de adição depositado e parte do metal base que se fundiram e se solidificaram dando origem à união do material. Já a zona termicamente afetada, é a zona que pertence ao metal base não fundido que atingiu temperaturas suficientemente elevadas para provocar alterações microestruturais. Por fim, o metal base é a zona mais distante do centro da soldagem onde nenhuma alteração é perceptível. A Figura 15 ilustra as regiões citadas [Marques et al., 2005; Rocha, 2012].

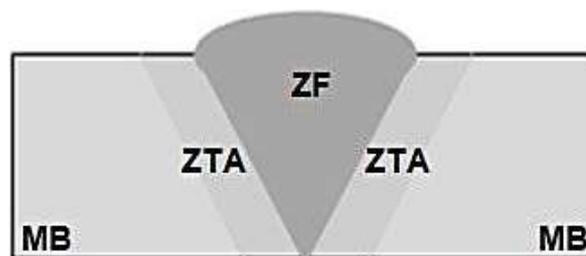


Figura 15. Zonas constituintes de uma junta soldada em "V" [Adaptado de Rocha, 2012].

#### 1.2.4 - Energia de Soldagem

Um parâmetro importante para caracterizar o processo é a energia de soldagem (ou aporte térmico) definida como a quantidade de energia fornecida à junta por unidade de comprimento da mesma.

O aporte térmico pode ser expresso por:

$$H = \frac{\eta \times V \times I}{v} \quad (3)$$

onde, **H** é a energia de soldagem (Joule/mm),  **$\eta$**  é a eficiência térmica do processo, **V** é a tensão no arco (Volts), **I** é a corrente de soldagem (Ampere), e por último, **v** é a velocidade de soldagem (mm/s) [Marques et al., 2005].

O calor gerado para a execução do processo de soldagem tem um papel importante na microestrutura final da junta soldada. O aumento no valor da energia de soldagem acarreta o aumento da temperatura máxima atingida durante o

processo, 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 da zona de fusão. Ao atingir temperaturas mais elevadas, há um aumento da temperatura na vizinhança da solda, levando a um aumento da zona termicamente afetada. No entanto, uma diminuição excessiva da entrega térmica pode provocar falta de fusão do metal depositado [Marques et al., 2005; Rocha, 2012].

### 1.2.5 - Ciclo Térmico e Cuidados Associados ao Processo de Soldagem

No processo de soldagem é estritamente necessário controlar os fenômenos metalúrgicos que ocorrem para garantir o controle das propriedades mecânicas e para prevenir efeitos indesejados como fissuração a frio, fissuração no reaquecimento, perda de resistência à fluência, concentradores de tensões, microsegregações, etc. Com o intuito de reduzir ao mínimo esses efeitos adversos no processo, são conduzidos um conjunto de operações e tratamentos térmicos que, basicamente, seguem as seguintes etapas: pré-aquecimento, pós-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) [Haarmann et al., 2002]. A Figura 16 esquematiza a sequência de operações de aquecimento, resfriamento e TTPS para a soldagem do aço P91.

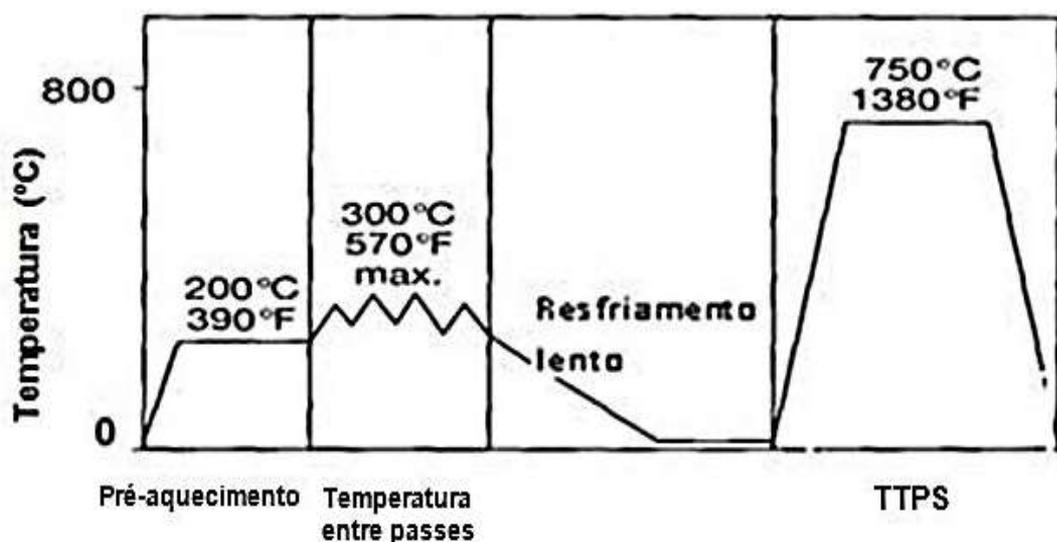


Figura 16. Ciclos térmicos na soldagem do aço P91 [Adaptado de Haarmann et al., 2002].

Bergquist (1999) sugere uma temperatura de pré-aquecimento entre 200°C e 350°C para a soldagem do aço P91. Depois da soldagem, é essencial arrefecer a mesma até uma temperatura inferior a 100°C, para assegurar que a transformação martensítica foi totalmente concluída. Em seguida, um tratamento térmico pós-soldagem, normalmente entre 750°C e 780°C é aplicado para tornar a microestrutura resultante mais homogênea reduzindo os elevados níveis de tensões residuais, melhorando a resistência e a tolerância a defeitos nas articulações soldadas (revenido) [Haarmann et al., 2002].

#### 1.2.5.1 - Fissuração a Frio

Este tipo de fissuração (também chamada de fissuração pelo Hidrogênio) pode ocorrer tanto na zona de fusão como na zona termicamente afetada, e deve-se a quatro fatores: presença de Hidrogênio dissolvido, altas tensões residuais, baixa temperatura de soldagem (abaixo de 200°C) e microestrutura frágil (normalmente martensítica) [Marques et al., 2005].

O Hidrogênio pode ser absorvido pela poça de fusão e incorporado à solda a partir de material orgânico ou de umidade existente nos consumíveis de soldagem ou na superfície da junta.

As tensões residuais são desenvolvidas devido à contração térmica no resfriamento da solda. O nível de tensão residual está diretamente ligado ao grau de restrição da junta soldada. A tensão residual é função das dimensões da solda, da geometria da junta, restrições externas e limites de escoamento do metal de solda e metal de base. De forma geral, para uma dada microestrutura, quanto maior for o nível de tensões residuais na junta soldada, maiores serão as chances de surgimento de trincas na ZTA ou metal de solda [Marques et al., 2005; Oliveira, 2010].

A temperatura é também uma variável importante no tocante à fissuração a frio. A taxa de difusão do hidrogênio em aços ferríticos diminui consideravelmente a partir de temperaturas menores que 150°C. Em temperaturas acima de 150°C, a difusividade do hidrogênio é favorecida na zona de fusão e na ZTA. De forma geral, para redução das trincas a frio é importante reduzir a quantidade de hidrogênio absorvida pela poça de fusão e permitir que o hidrogênio presente na zona de fusão e na ZTA escape antes que a junta soldada atinja temperaturas próximas à

temperatura ambiente [Marques et al., 2005; Oliveira, 2010].

A composição química dos aços também tem influência sobre a susceptibilidade à fissuração a frio, de modo que quanto maior o teor de C e de outros elementos que aumentam a temperabilidade (como o Cr e Mo), maior é a susceptibilidade. O Carbono Equivalente (CE) é um índice que permite avaliar a temperabilidade dos aços, quando o CE é menor que 0.40, o material é considerado pouco sensível a fissuração (Figura 17). [Kou, 2003; Oliveira, 2010].

$$CE = C + (Mn+Si)/6 + (Ni+Cu)/15 + (Cr+Mo+V)/5 \quad (4)$$

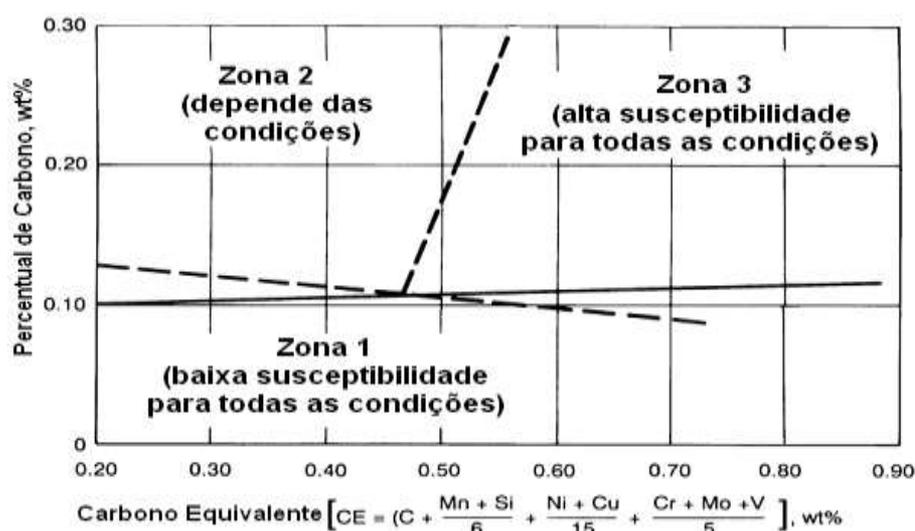


Figura 17. Efeito do teor de Carbono em relação ao Carbono equivalente sobre a susceptibilidade de fissuração a frio na ZTA [Oliveira, 2010].

#### 1.2.5.2 - Pré-aquecimento e Controle da Temperatura entre Passes

O pré-aquecimento é um procedimento que consiste no aquecimento da peça a ser soldada imediatamente antes da soldagem. Este procedimento visa reduzir o gradiente térmico entre o metal de base e a poça de fusão do metal de adição durante a soldagem. É importante ser controlada de forma que não haja uma grande velocidade no arrefecimento, permitindo uma maior liberação do Hidrogênio, e possibilitando a formação de uma microestrutura menos dura e frágil, com menores tensões residuais e, portanto, menos propensa à fissuração [Rocha, 2012].

A literatura sugere geralmente uma temperatura de pré-aquecimento (Tpa) de 200°C, no entanto, segundo Fortes (2004), é possível determinar de forma empírica

a  $T_{pa}$  a partir do valor do Carbono Equivalente, isto é, com base na composição química do aço, e da espessura do material a soldar:

$$CE_{total} = 0,005 \times CE \times \text{espessura do metal de base (mm)} \quad (5)$$

$$T_{pa} = 350 \times \sqrt{CE_{total} + 0.25} \quad (6)$$

De acordo com Béres e colaboradores (2003), uma alternativa para o cálculo da temperatura de pré-aquecimento baseia-se na temperatura de início de transformação martensítica ( $M_s$ ) para aços resistentes a altas temperaturas. O objetivo consiste em estabelecer uma  $T_{pa}$  situada entre  $M_s$  e  $M_f$  (temperatura de início e de fim da transformação martensítica, respectivamente) assegurando a transformação de apenas parte da austenita em martensita durante o arrefecimento na soldagem; para esta  $T_{pa}$  a literatura indica um teor máximo de 70% de martensita. Quando a peça é, então, resfriada a temperaturas inferiores a  $T_{pa}$ , a austenita dúctil presente irá transformar-se em martensita com uma velocidade de resfriamento 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 “soldagem martensítica”. A expressão utilizada para a determinação desta  $T_{pa}$  é a seguinte:

$$T_p = (M_s - 90) + 10 \quad (7)$$

$M_s$  é a temperatura de início da transformação da martensita que pode ser determinada empiricamente com base nas percentagens mássicas dos elementos de liga e da expressão seguinte:

$$M_s = 454 - 210 \times C + 4,2/C - 27 \times Ni - 7,8 \times Mn - 9,5 \times (Cr + Mo + V + W + 1,5 \times Si) - 21 \times Cu$$

(para aços resistentes a altas temperaturas) (8)

Quando a soldagem 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 soldagem. A temperatura à qual se mantém a soldagem

e o metal adjacente antes da aplicação do passe seguinte é designada 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 Tpa). Contudo, temperaturas superiores a 350°C podem originar um metal de adição muito fluido e conseqüentemente difícil de controlar, originando provavelmente uma solda de baixa qualidade. Em um típico processo de soldagem multipasses do aço P91, como mostrou a Figura 16, a temperatura de pré-aquecimento é 200°C e a temperatura entre passes não excede 350°C [Bergquist, 1999; Haarmann et al., 2002; Rocha, 2012].

#### 1.2.5.3 - Pós-aquecimento

Após a soldagem ter sido realizada, é possível que seja necessário aquecer novamente a junta e manter a temperatura específica por certo tempo. Essa operação pode, principalmente, auxiliar na difusão do Hidrogênio e aliviar tensões residuais geradas na soldagem.

Este procedimento inicia-se pela manutenção da peça soldada a temperaturas suficientemente elevadas (> 200°C) para que ocorra a difusão do Hidrogênio, permitindo que este seja expulso do material. No final, faz-se um arrefecimento lento até temperaturas inferiores a 100°C, para permitir a transformação total da austenita em martensita [Newell, 2001; Goswami, 2010].

#### 1.2.5.4 - Tratamento Térmico Pós-soldagem

O tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) é realizado fundamentalmente para reduzir as tensões residuais, melhorar a resistência da junta e sua tolerância a defeitos. Consiste em um processo de revenido após a soldagem, este processo aumenta a ductilidade e a tenacidade do aço soldado, como já mencionado.

O TTPS é constituído por um aquecimento até temperaturas abaixo de Ac1, em que material é mantido durante certo tempo, e por fim é submetido a um arrefecimento controlado. Quanto mais elevada à temperatura do estágio, mais significativo é o seu efeito no material. A temperatura geralmente recomendada situa-se entre 750 a 780 °C. Acima deste valor (aproximadamente a 860 °C - linha

de transformação Ac1) poderá ocorrer formação de austenita no aço e, conseqüentemente, a sua transformação em martensita durante o arrefecimento.

A duração do tratamento térmico geralmente se dá em cerca de 1 h/25 mm de espessura. Para tempos anormalmente longos poderá haver um crescimento demasiado dos precipitados, provocando uma diminuição excessiva da dureza que pode ser prejudicial ao aço.

Após o TTPS, o aço deve apresentar uma microestrutura mais homogênea, além disso, o aço P91 deve apresentar uma dureza compreendida entre 200 e 295 HV. Para valores superiores, o TTPS poderá ser considerado ineficaz; caso os valores de dureza sejam inferiores ao limite mínimo, o aço poderá ser de novo temperado e revenido [Zhang, 2009; Rocha 2012].

Zhang et al. (2001), analisou a influência de diferentes tempos de TTPS na zona de fusão de um tubo de aço P91 soldado pelo processo Arame Tubular. Os resultados obtidos mostraram uma tendência ao aumento da média da energia absorvida e diminuição da dureza com o aumento do tempo de exposição a 760°C, a Tabela 3 mostra os resultados.

Tabela 3. Propriedades do metal fundido após diferentes tempos de exposição de TTPS [Adaptado de Zhang et al., 2001].

| Temperatura de pré-aquecimento e interpasses (°C) | TTPS     | Limite de Resistência à Tração (MPa) | Redução de Área (%) | Dureza (HV) | Charpy a 20°C (J) |
|---|----------|--------------------------------------|---------------------|-------------|-------------------|
| 250   | 760°C/2h | 809                                  | 52                  | 264         | 25                |
|   | 760°C/4h | 777                                  | 58                  | 250         | 30                |
|   | 760°C/8h | -                                    | -                   | -           | 35                |

#### 1.2.5.5 - Fissuração no Reaquecimento

Este tipo de fissuração é descrito como intergranular e, geralmente, ocorre ao longo das fronteiras de grão do metal de base próximas à zona de fusão, como mostra a Figura 18. As trincas de reaquecimento podem ter sua origem no tratamento térmico realizado após a soldagem ou no reaquecimento da ZTA numa soldagem multipasses quando o aço possui no mínimo dois dos seguintes elementos: Cromo, Molibdênio, Vanádio e Boro [Oliveira, 2010; Rocha, 2012].

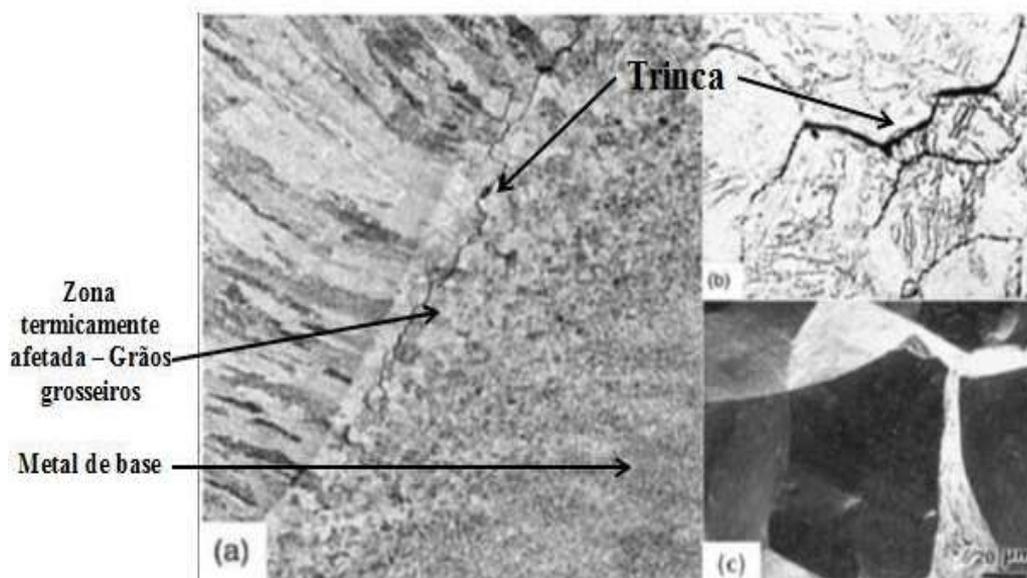


Figura 18. Fissura no reaquecimento na ZTA da solda do aço P91: (a) macrografia, (b) micrografia por MO e (c) superfície de fratura obtida por MEV [Adaptado de Rocha, 2012].

Quando a ZTA é reaquecida em um tratamento térmico de revenido ou durante uma soldagem multipasses, carbonetos de Cr, Mo, V podem precipitar intragranularmente, promovendo o aumento da resistência interna dos grãos e perda de ductilidade no aço. A zona onde ocorre a fissuração apresenta, em geral, microestrutura martensítica de grão grosseiro e de elevada dureza. Somado a isto, elementos de liga como o Fósforo, Enxofre e Alumínio (considerados impurezas) ao segregarem nas fronteiras contribuem substancialmente para o aumento da fragilidade do aço levando à sua fissuração no reaquecimento [Oliveira, 2010; Rocha, 2012].

Segundo Hilkes & Gross (2009), uma das maneiras de avaliar o risco de fissuração no reaquecimento é relacionar a composição química do metal de base e do metal de adição. Esse risco é normalmente avaliado com base no cálculo de dois fatores: o fator J, desenvolvido por Watanabe e válido somente para o metal de base dos aços ligados ao Cr-Mo e o fator X de Bruscatto para o metal de base e o de adição. As fórmulas para os dois fatores são:

$$J = (Si + Mn) \times (P + Sn) \times 10^4 \text{ (elementos em \%peso)} \quad (8)$$

$$X = (10xP + 5xSb + 4xSn + As) / 100 \text{ (elementos em \%peso)} \quad (9)$$

Valores de J inferiores a 120 e de X inferiores a 20 significam que os metais de base e 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 [Hilkes & Gross, 2009; Rocha, 2012].

### 1.2.6 - Microestrutura Após o Processo de Soldagem

Todos os ciclos e variações de temperatura que ocorrem nos processos de soldagem são muito delicados e promovem diferenças microestruturais em função da temperatura atingida ao longo da secção transversal do cordão de solda, desde a zona de fusão até o metal de base, como ilustra a Figura 19. Tanto o aquecimento quanto o arrefecimento determinam diversas características macro e microestruturais do cordão no processo [Thomas et al., 2007; Tanaka, 2008; Rocha, 2012].

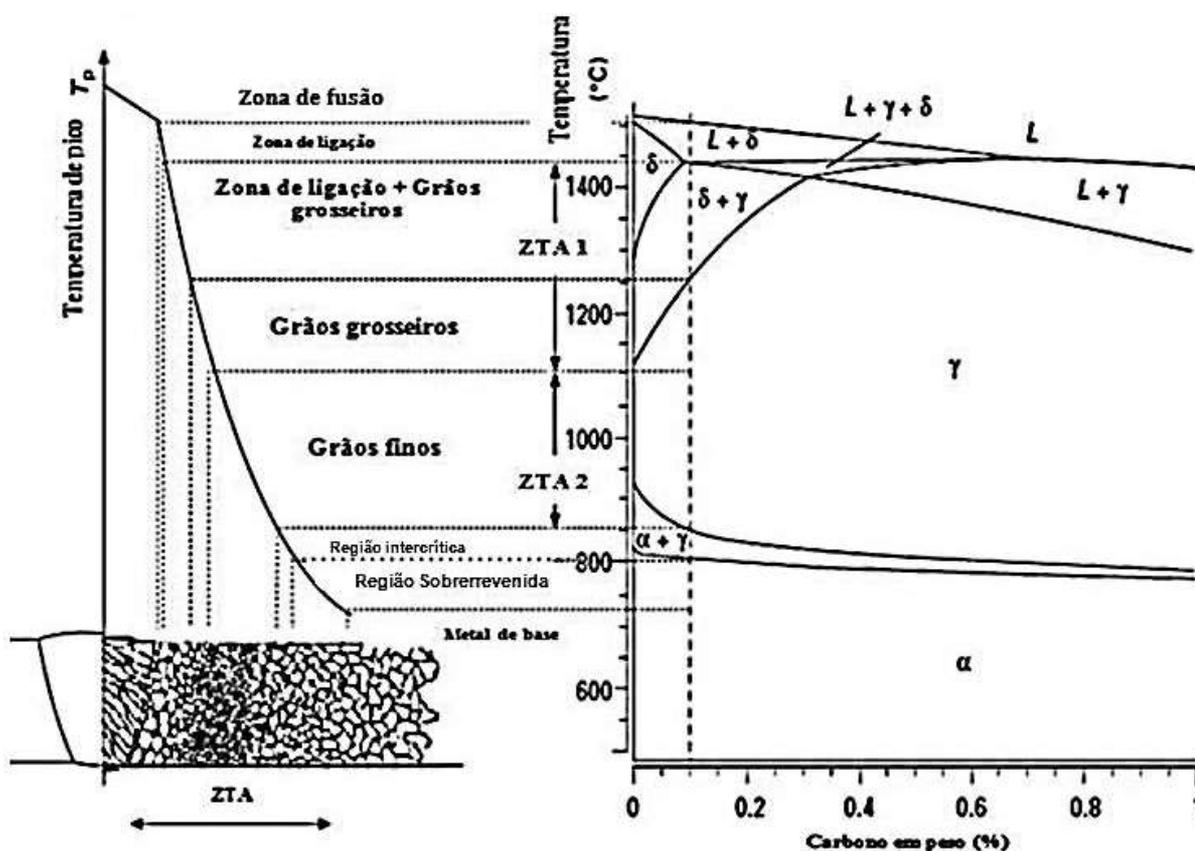


Figura 19. Representação esquemática das regiões tipicamente encontradas numa junta soldada do aço P91 [Adaptado de Tanaka, 2008].

Na zona de fusão, durante a soldagem, o metal de adição encontra-se fundido para permitir a sua deposição na junta, com as “elevadas” velocidades de arrefecimento forma-se a martensita dita “fresca”  $\alpha'$ , de grão colunar grosseiro, com baixa densidade de precipitados e elevada dureza [Mayr, 2007; Thomas et al.,2007; Rocha, 2012].

Entre a zona de fusão e a zona termicamente afetada há uma zona de interface em que o metal encontra-se no estado bifásico (líquido + ferrita  $\delta$ ); durante o aquecimento há dissolução parcial dos precipitados permitindo o crescimento do grão austenítico. No arrefecimento a microestrutura é composta por martensita fresca  $\alpha'$  de grão grosseiro, possíveis grãos de ferrita  $\delta$ , dependendo da composição do metal de adição e metal base e da velocidade de arrefecimento, e carbonitretos do tipo NbX que não se dissolveram na austenita durante o aquecimento, esta zona também é chamada de zona de ligação ou transição líquido-sólido [Mayr, 2007; Thomas et al.,2007; Rocha, 2012].

A Figura 20 mostra a microestrutura da zona de fusão do aço P91 soldado, primeiramente a estrutura colunar típica desta zona, obtida por microscopia óptica, em seguida, a microestrutura martensítica completa com a presença de austenita residual, obtida por microscopia eletrônica de varredura e, por último, a microestrutura martensita revenida em placas com alta densidade de discordância, obtida por microscopia eletrônica de transmissão.

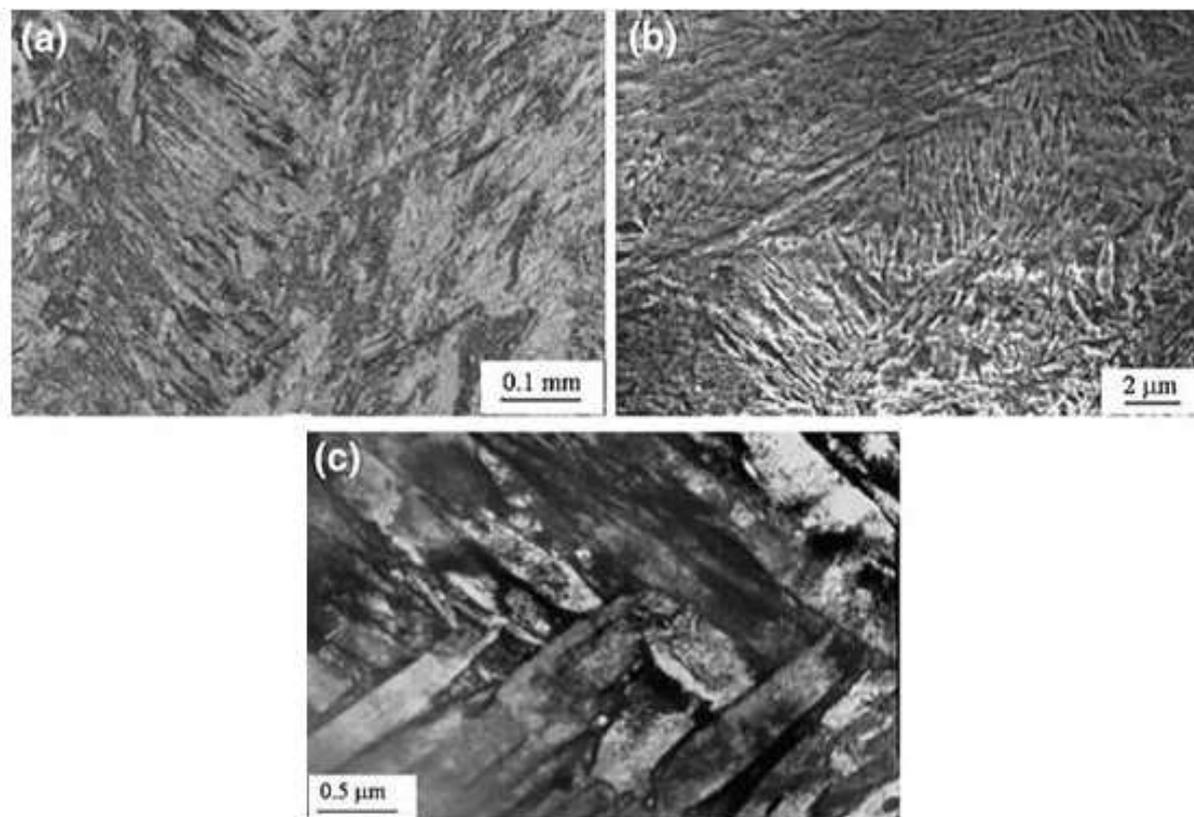


Figura 20. Microestrutura da zona de fusão: (a) estrutura colunar típica da zona de fusão, (b) microestrutura martensítica completa com a presença de austenita residual e (c) microestrutura martensita revenida em placas [Adaptado de Thomas et al.,2007].

As características da zona termicamente afetada dependem fundamentalmente do tipo de metal de base, dos ciclos térmicos e da repartição térmica. Para o aço P91 modificado ela apresentará três regiões características: região de crescimento de grão, região de refino de grão e região intercrítica.

A região de crescimento de grão é a zona termicamente afetada mais próxima à linha de fusão constituída por grãos grosseiros (ZTA 1), situa-se na região austenítica durante a soldagem e sua microestrutura após a soldagem será composta por grãos grosseiros de martensita e precipitados.

A região de refino de grão é a parte da zona termicamente afetada de grão fino (ZTA 2) durante a soldagem encontra-se no domínio austenítico a temperaturas mais baixas do que a região de crescimento de grão (próximas de  $A_{c3}$ ), origina um tamanho de grão mais fino devido a uma menor dissolução dos precipitados, que bloqueiam o crescimento do grão. Após a soldagem a zona é composta por martensita fresca formada durante o arrefecimento e por precipitados do tipo  $M_{23}C_6$ ,

VX e NbX [Mayr, 2007; Thomas et al.,2007; Rocha, 2012].

A Figura 21 mostra imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura da microestrutura da ZTA com grãos grosseiros e com grãos finos no aço P91 soldado. A ZTA com grãos grosseiros apresenta a existência de ferrita  $\delta$  (grãos “lisos” sem nenhuma precipitação de carbonetos).

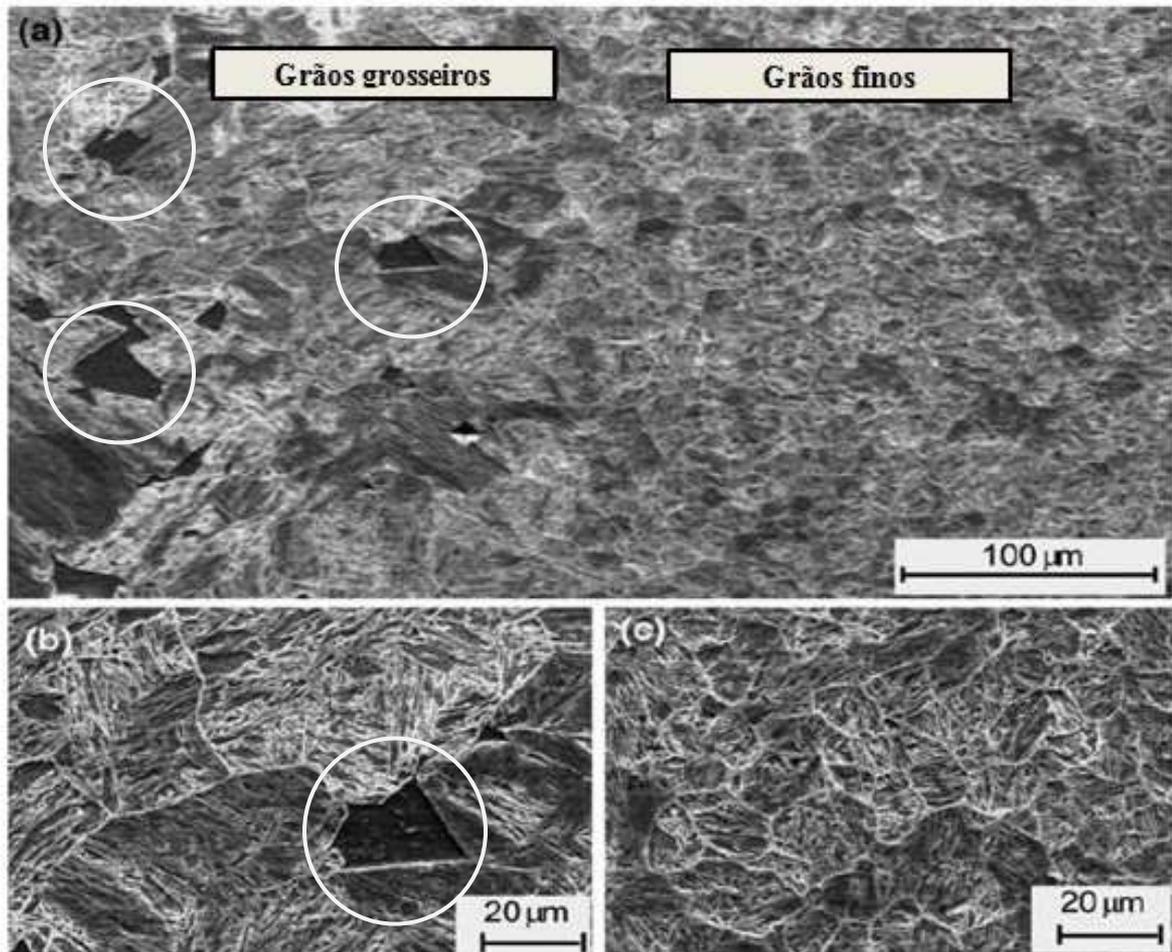


Figura 21. Microestrutura da ZTA obtida por microscopia eletrônica de varredura: (a) regiões da ZTA, (b) zona de grãos grosseiros com evidência da presença de ferrita  $\delta$  e (c) zona de grãos finos [Adaptado de Thomas et al.,2007].

E por fim, a região intercrítica, em que a microestrutura situa-se no domínio bifásico intercrítico  $\gamma + \alpha$  (entre  $A_{c3}$  e  $A_{c1}$ ) durante o processo, dando origem após a soldagem a uma microestrutura com presença de ferrita  $\alpha$ , martensita fresca de grão fino e martensita previamente existente na microestrutura que sofreu um revenido não controlado (sobrerrevenido), além dos precipitados  $M_{23}C_6$ , VX e NbX [Mayr, 2007; Thomas et al.,2007; Rocha, 2012]. A Figura 22 mostra a microestrutura típica

da zona Intercrítica com coexistência de ferrita e martensita, além dos precipitados ao longo das placas de martensita, nos contornos e dentro dos grãos de ferrita.

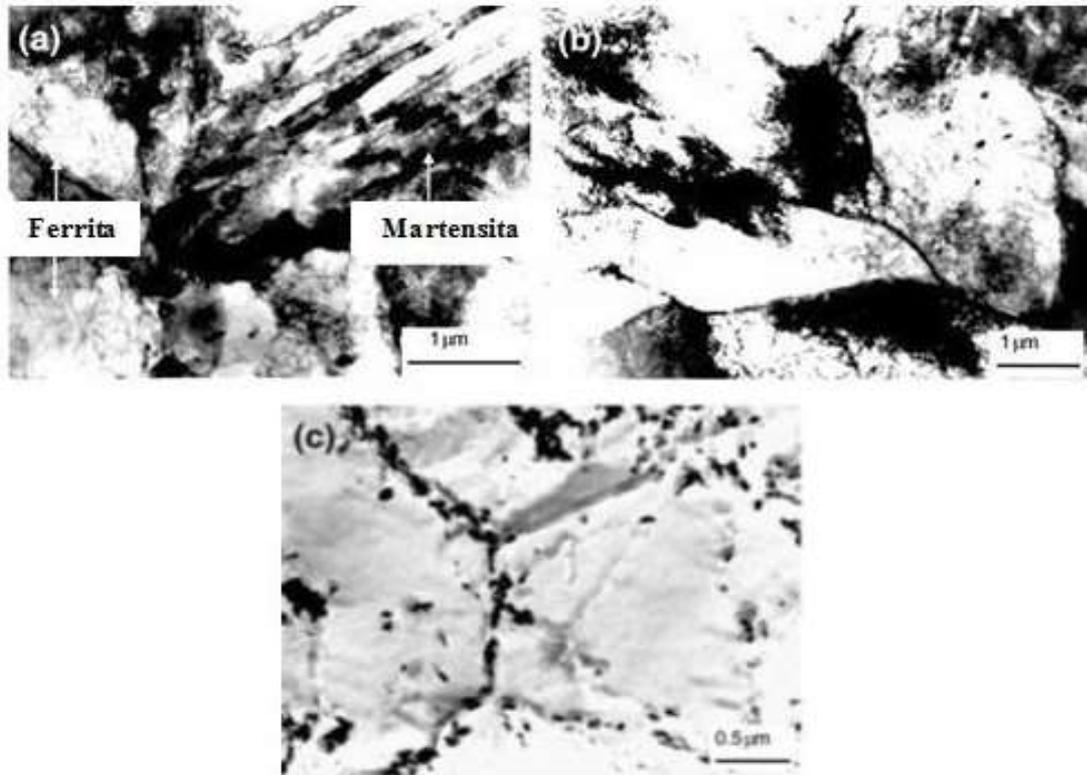


Figura 22. Microestrutura da zona intercrítica obtida por microscopia eletrônica de transmissão: (a) coexistência de ferrita e martensita, (b) presença de ferrita com subgrãos e (c) precipitados [Adaptado de Thomas et al.,2007].

As zonas mais distantes além da zona intercrítica, não há qualquer alteração microestrutural, mantendo-se assim a estrutura martensítica revenida do metal base [Mayr, 2007; Thomas et al.,2007; Rocha, 2012]. A Figura 23 mostra um resumo das transformações microestruturais em cada região da solda.

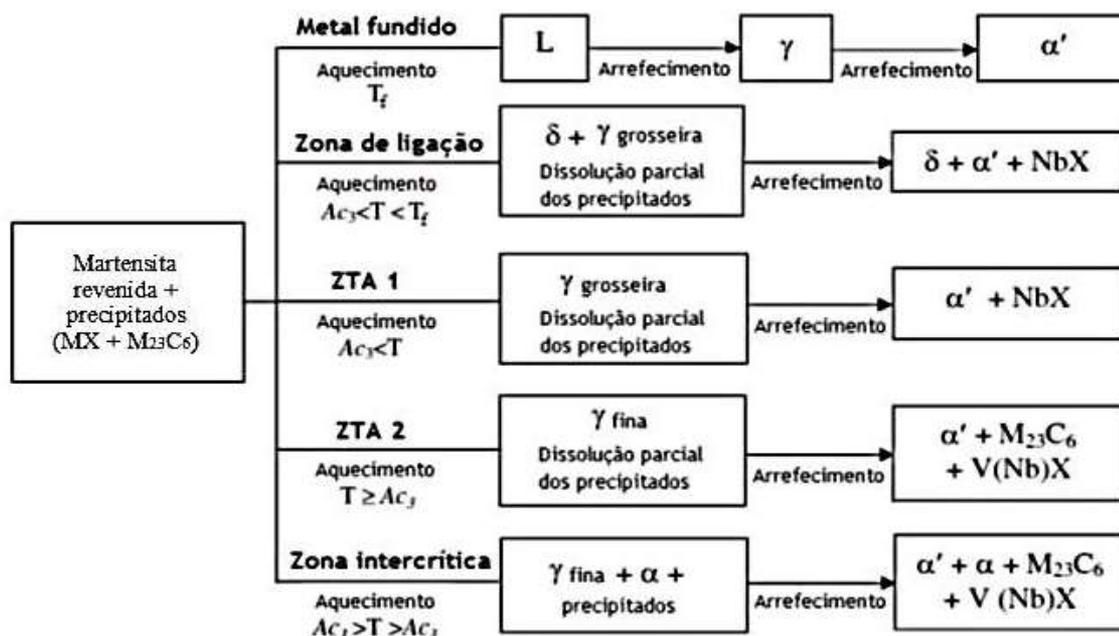


Figura 23. Esquema representativo das diferentes transformações microestruturais em cada região da solda [Adaptado de Thomas et al.,2007].

Todas estas zonas e regiões citadas apresentam propriedades diferentes relativamente ao metal base, variando suas propriedades ao longo da secção transversal da soldagem. Essas variações são prejudiciais para o desempenho do aço em serviço, mas podem ser atenuadas por um TTPS bem executado [Newell, 2001; Rocha, 2012].

Um claro exemplo deste fato é apresentado na Figura 24 que mostra um perfil de dureza de um aço P91 soldado após TTPS (1 h a 745°C), no qual o seu intervalo de dureza recomendado é de 200-295 HV [Newell, 2001; Rocha, 2012].

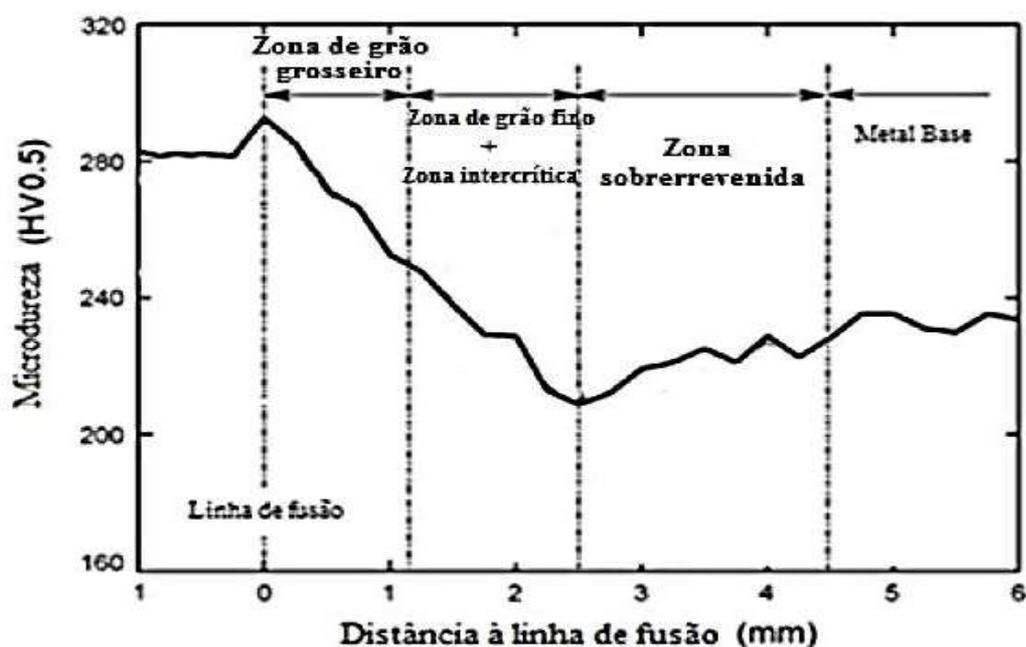


Figura 24. Perfil de durezas ao longo da secção transversal do aço P91 soldado após TTPS [Rocha, 2012].

Os valores de durezas mais elevados são observados ao nível da linha de fusão entre a zona de fusão e a zona de grãos grosseiros. Esta elevada dureza deve-se ao endurecimento por solução sólida provocada pela dissolução parcial dos precipitados durante o aquecimento a elevadas temperaturas. As zonas adjacentes, mais distantes da linha de fusão, atingem temperaturas e velocidades de arrefecimento gradualmente menores, fazendo com que a dissolução dos precipitados seja menor, apresentando, entre outras propriedades, uma menor dureza. O valor mais baixo é observado entre a zona intercrítica e a zona sobrerevenida, onde a dissolução e o crescimento dos precipitados, tanto durante a soldagem como durante o TTPS, é o menor. 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 [Bailey, 1994, Thomas et al., 2007].

Gaffard (2004) analisou o efeito do TTPS prolongado no cordão de solda e obteve os perfis de dureza expostos na Figura 25, que mostram redução da dureza principalmente nas zonas da ZTA mais próximas ao metal de base.

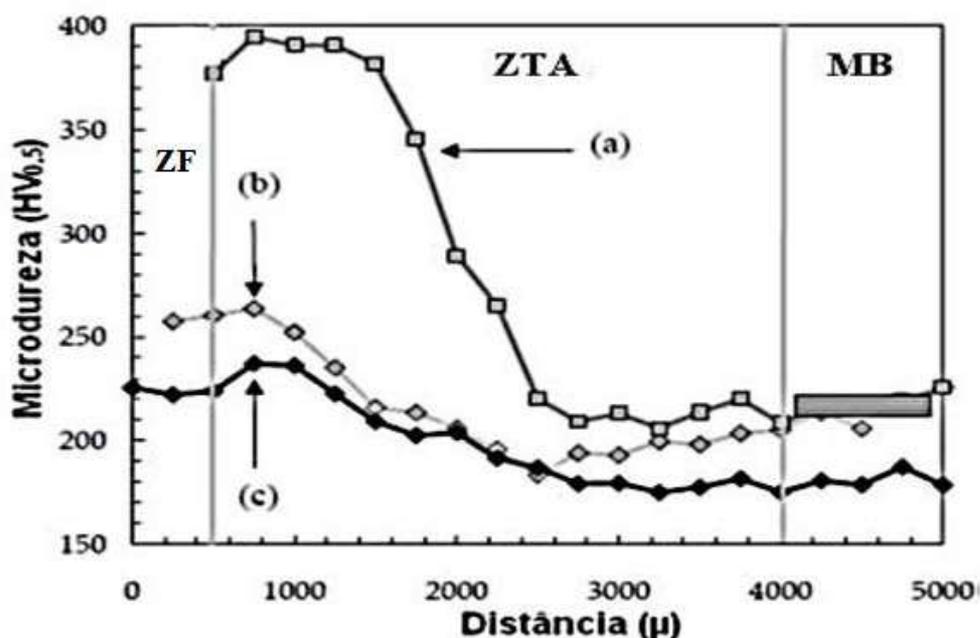


Figura 25. Perfis de dureza em soldas de aço P91: (a) sem TTPS, (b) após TTPS a 760°C por 2 h e (c) após TTPS a 750°C por 15,3 h [Adaptado de Gaffard, 2004].

Outra particularidade microestrutural que pode surgir é a ocorrência de microsegregações (heterogeneidade localizada da composição química) durante a solidificação da zona de fusão. Essas microsegregações podem originar a retenção de austenita no cordão de solda. Essa austenita retida é chamada de austenita residual, é uma fase austenítica que não sofre transformação martensítica durante o arrefecimento. No final do arrefecimento uma proporção de austenita fica então retida na microestrutura do material, a zona de fusão se solidifica de forma dendrítica (Figura 26), ou seja, com uma distribuição não uniforme dos elementos de liga [Santella et al., 2002 ; Gaffard, 2004; Rocha, 2012].

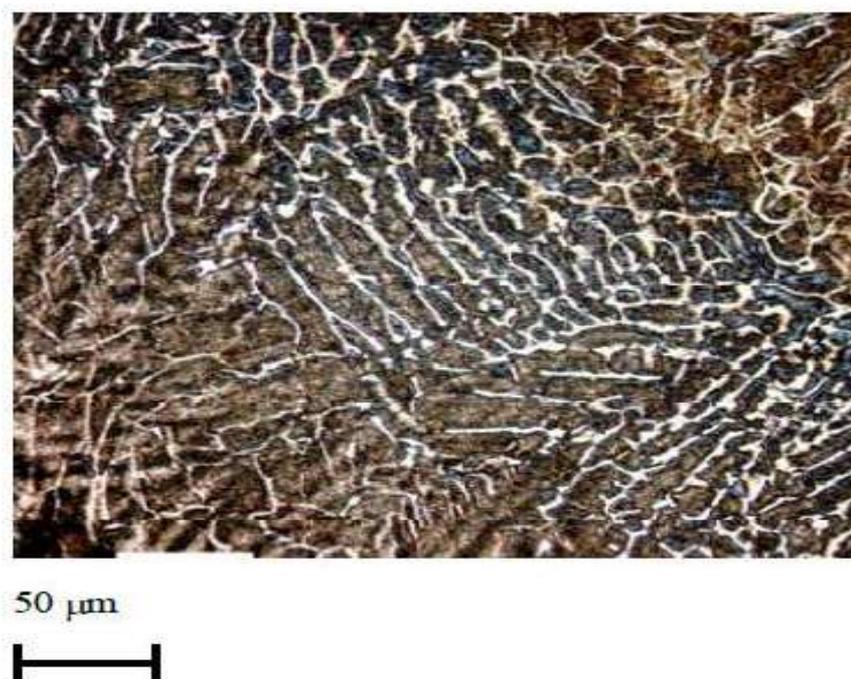


Figura 26. Microestrutura dendrítica da zona de fusão antes do TTPS [Gaffard, 2004].

A presença de austenita residual na microestrutura do aço é prejudicial já que ela impede o aço de adquirir a dureza máxima prevista, afetando assim as suas propriedades mecânicas. Somado a isso, há a possibilidade da austenita transformar-se em martensita em serviço originando tensões que podem provocar fissuras e fratura [Santella et al.,2002 ; Rocha, 2012].

No caso de soldagens multipasses, a microestrutura sofre algumas alterações sofrendo heterogeneidades devido às sucessivas entregas de calor provocando novas repartições térmicas.

O metal de adição ao ser depositado provoca aquecimento alterando a microestrutura a sua volta. Quando é feito um passe, o metal depositado apresenta microestrutura colunar grosseira, contudo, poderá sofrer um aquecimento pelo passe seguinte, alterando assim uma parte da sua microestrutura colunar em microestrutura grosseira e fina recristalizada. As zonas mais próximas ao passe depositado atingem temperaturas mais elevadas provocando crescimento de grão dando origem à zona de grão grosseiro [Zhang, 2009; Rocha, 2012]. A Figura 27 exemplifica as alterações microestruturais em soldagem multipasses.



Figura 27. Ilustração da microestrutura após soldagem multipasses [Rocha, 2012].

### 1.3 - Características das Juntas Soldadas do Aço P91 Relacionadas à Fluência.

#### 1.3.1 - Fenômeno de Fluência

A fluência é o mecanismo de falha que tem maior influência na vida dos componentes que trabalham a alta temperatura e sob pressão interna, onde a corrosão e a oxidação atuam apenas como redutores de vida útil. O tempo de vida em regime de fluência de um componente é determinado através das propriedades específicas do material, da geometria do componente e das condições de operação nominais ou reais [Evans, 1984].

A fluência pode ser definida como a deformação plástica lenta de um material sob ação de uma carga constante durante um determinado período de tempo, o material pode sofrer perda de resistência mecânica devido a vários fatores associados: aumento da mobilidade dos átomos (difusão) e das discordâncias (escalagem), operação de novos sistemas de deslizamento, deformação nos contornos de grãos, efeito da temperatura que altera a estabilidade metalúrgica do aço e interação com o meio ambiente [Evans, 1984; Shackelford, 2008].

O fenômeno de fluência pode ocorrer em todos os metais, e torna-se significativo a temperaturas superiores a 40% da temperatura de fusão do material ( $T_f$ ). Nessas temperaturas a difusão é significativa, visto que a difusão é um fenômeno termicamente ativado que apresenta uma dependência exponencial da

temperatura. Abaixo de  $0,4 T_f$ , o coeficiente de difusão é muito baixo de modo que qualquer mecanismo de deformação plástica por fluência é tão lento que pode ser desprezado [Evans, 1984; Shackelford, 2008].

### 1.3.2 - Mecanismos de Fluência

Existem três mecanismos de deformação plástica dos metais: por difusão, por movimentação de discordâncias, e por maclação. A maclação não faz parte dos mecanismos de deformação por fluência, porque ocorre somente a baixas temperaturas. Desta maneira, os mecanismos de deformação por fluência podem ser divididos em: fluência difusional (englobando a fluência de Coble, Nabarro-Herring e Harper-Dorn) e a fluência por movimentação de discordâncias [Evans & Wilshire, 1985; Oliveira, 2010].

O mecanismo de deformação por fluência por meio da difusão de átomos ocorre sob baixa tensão, a temperaturas médias a altas. Com o aumento da temperatura, aumenta-se a quantidade de lacunas em equilíbrio em um reticulado, assim como sua mobilidade. As lacunas, entretanto, alteram a densidade local do reticulado, gerando um gradiente de tensão (em geral das zonas sob compressão para as zonas sob tração). Os mecanismos principais de fluência difusional são: fluência de Coble, que ocorre pela difusão de vacâncias, ao longo dos contornos de grão; fluência de Nabarro-Herring que ocorre a altas temperaturas pela difusão de vacâncias no interior do grão; fluência de Harper-Dorn, que consiste basicamente na migração de vacâncias através do núcleo de discordâncias [Evans & Wilshire, 1985; Oliveira, 2010].

Já o mecanismo baseado na movimentação de discordâncias, subdivide-se em três: ascensão de discordâncias (sob tensões intermediárias e temperaturas médias a elevadas); escorregamento simples (*easy glide*) e com desvio (*cross-slip*), que ocorrem sob elevadas tensões em baixa ou alta temperatura; e deslizamento de contornos de grão [Evans & Wilshire, 1985; Oliveira, 2010].

Todos são fenômenos termicamente ativados, deste modo, quanto maior a temperatura, maior a probabilidade da ocorrência destes eventos. Basicamente, o que vai determinar qual mecanismo de deformação por fluência é a combinação entre os níveis de temperatura e de tensão ao qual o material está submetido [Evans e Wilshire, 1985; Oliveira, 2010].

### 1.3.3 - Falhas em Juntas Soldadas do Aço P91 Submetidas à Fluência

As juntas soldadas possuem, em geral, mais baixa resistência à fluência em relação aos aços normais (não soldados) pela sua estrutura complexa e heterogênea formada durante o ciclo térmico de soldagem. Existem tipos de falhas que são recorrentes em juntas soldadas submetidas à fluência, estes tipos são categorizados de acordo a posição de fratura na estrutura soldada (Figura 28) e classificados como do tipo I, II, III e IV [Francis et al., 2004; Issler et al., 2004; Yamazaky, 2008].

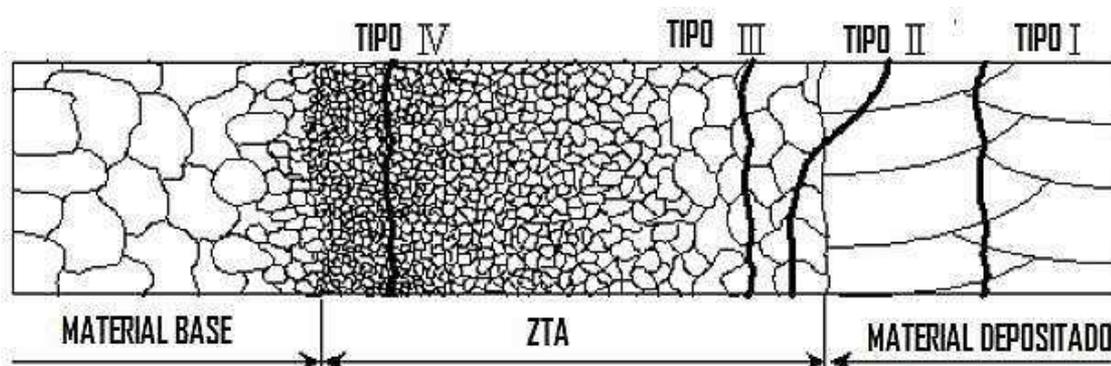


Figura 28. Localização dos tipos (I a IV) mais frequentes de fissuras em juntas soldadas [Adaptado de Yamazaky, 2008].

As fissuras do tipo I ocorrem no material depositado (ZF), com desenvolvimento longitudinal e/ou transversal ao cordão de solda. As fissuras do tipo II são semelhantes às do tipo I com crescimento e propagação em direção a ZTA. Em ambos os casos, as fissuras não têm relação com o mecanismo de fluência em si, e nucleiam-se durante o tratamento térmico após a soldagem e não durante o serviço e podem ser resultantes, sobretudo, de um processo de fissuração a quente [Yamazaky, 2008; Zhang, 2009].

As fissuras do tipo III nucleiam-se na zona de grão grosseiros da ZTA perto da zona de fusão e sua propagação, em alguns casos, pode ter a direção da ZTA ou metal de base. Este tipo de fissuração acontece durante o tratamento térmico após a soldagem, sendo fomentada pelos elementos de liga (ex. V, Cr, e Mo) utilizados para melhorar a resistência à fluência do material e pela presença de elementos residuais, que são responsáveis pela redução da ductilidade do material [Brett, 2004; Yamazaky, 2008].

As fissuras do tipo IV ocorrem na região intercrítica ou zona de grãos finos da ZTA, e apesar de ainda não terem sido extensamente estudadas, este tipo de falha tem sido considerado o mecanismo mais importante e limitador da vida útil de juntas soldadas sob fluência em aços a base de Cromo: Cr-Mo de baixa e alta liga [Watanabe et al., 2006; Hongo et al., 2011].

Este modo de fissuração ocorre numa fase prematura do funcionamento em serviço (até 40.000 horas) para valores de temperatura inferiores às de projeto, além disso, pode surgir e desenvolver-se no interior da peça antes de aparecer na superfície. Na Figura 29 está representado o perfil de uma secção correspondente a uma junta soldada onde existiu fissuração do tipo IV. Esta junta esteve submetida a temperaturas na ordem dos 600°C e 80 MPa de pressão durante um período de funcionamento de 12.414 horas. O início da fissura teve origem aproximadamente a 400-500 µm a partir da fronteira entre o material de base e a ZTA [Watanabe, 2006].

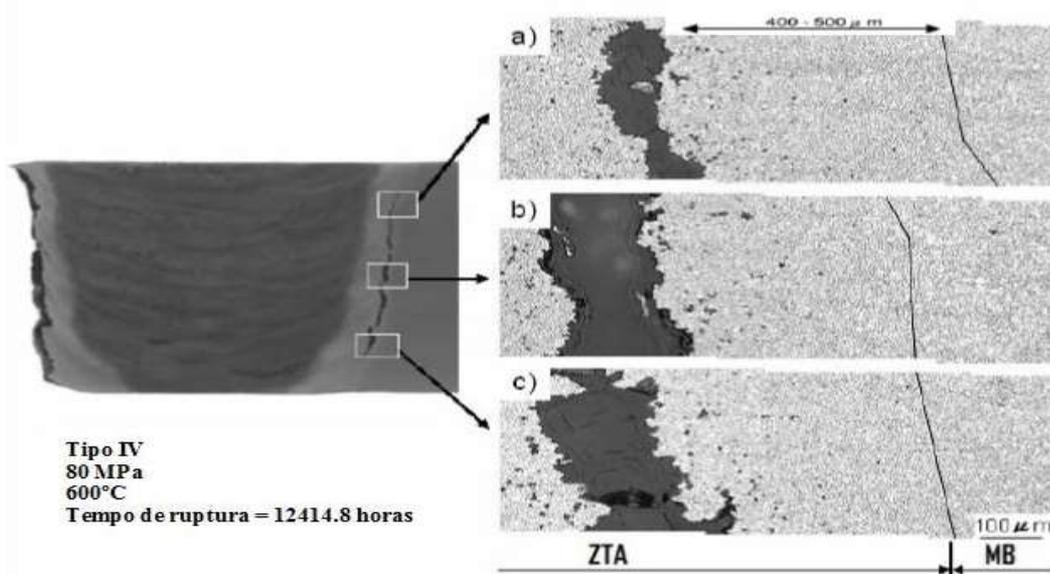


Figura 29. Perfil de fratura do tipo IV em uma junta solda do aço P91 [Adaptado de Watanabe, 2006].

Durante a soldagem, a região intercrítica da ZTA na junta é aquecida à máxima temperatura, o que conduz à existência de alguma ferrita macia nesta região. Além disso, como mencionado anteriormente, pelo fato do pico de temperatura de aquecimento não ser muito elevado e a sua duração ser curta, muitos dos precipitados não se dissolvem na matriz austenítica, ao contrário do que acontece na região de grãos grosseiros, onde a dissolução dos precipitados é

totalmente completa devido à maior temperatura de pico. A região intercrítica da ZTA tem essencialmente uma estrutura muito fina composta por subgrãos com baixa densidade de discordâncias. Ensaio de dureza realizados em juntas de aços Cr-Mo revelaram que a região intercrítica da ZTA tem menor dureza, menor ainda do que a do metal de base (ver Figura 24) [Albert et al., 2003; Wu et al., 2004].

De acordo com Watanabe (2006), a diminuição da dureza vem acompanhada de uma redução de resistência à fluência na ZTA, de modo que em muitos casos o perfil de dureza pode ser tomado como parâmetro para inspeção e avaliação do comportamento da junta sob fluência. Na Figura 30 são mostradas as micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura, correspondentes às diversas regiões da junta soldada que apresentou fratura do tipo IV, em que se verificou na ZTA adjacente ao MB a região de menor dureza e microestrutura de grãos refinados, além da presença de vazios provenientes da deformação por fluência.

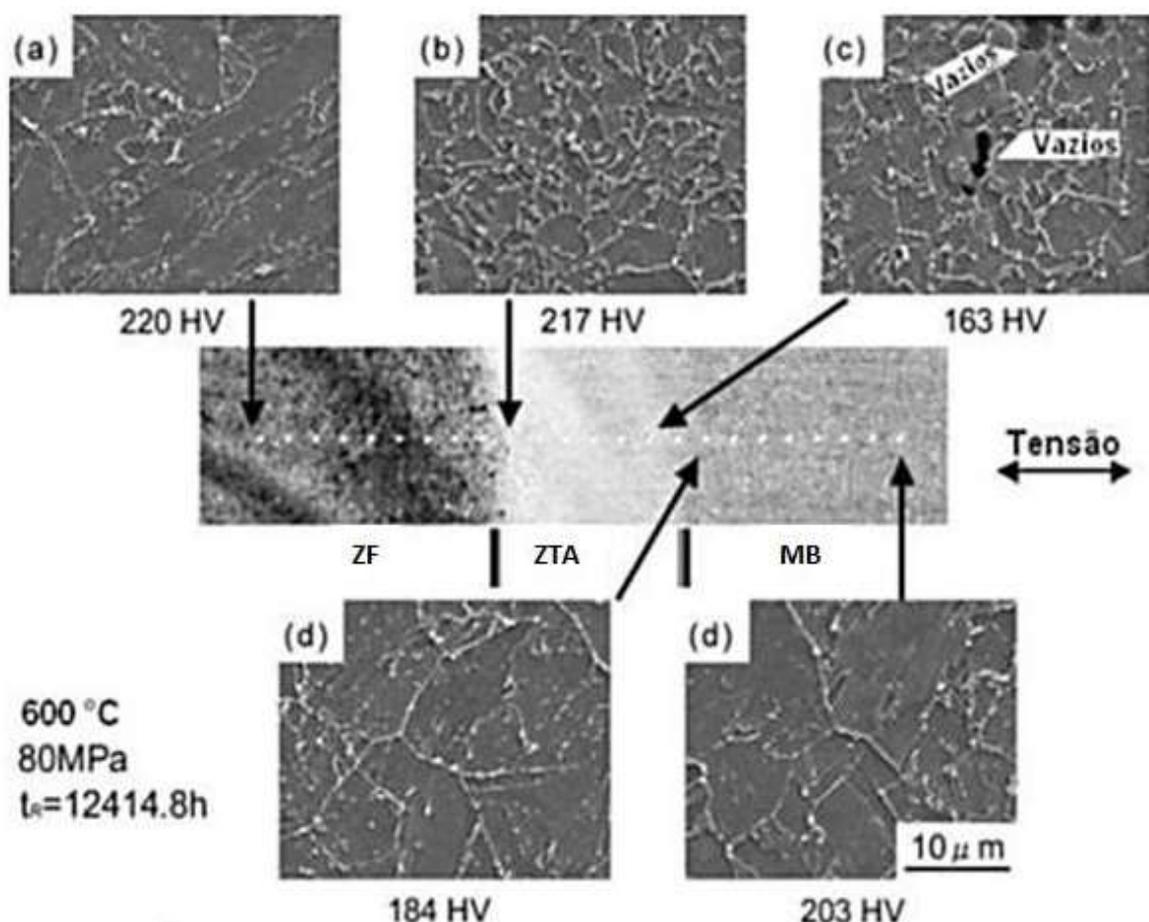


Figura 30. Micrografias e durezas das regiões da junta soldada com fratura do tipo IV [Adaptado de Watanabe, 2006].

A exposição à fluência tende a formar cavidades e microfissuras na região intercrítica da ZTA. O engrossamento dos carbonetos  $M_{23}C_6$ , a pouca quantidade de precipitados secundários com partículas finas de MX durante a têmpera e a exposição excessiva à fluência, foram identificadas como os principais mecanismos que diminuem ainda mais a resposta à fluência na região intercrítica da ZTA [Spigarelli & Quadri, 2002; Watanabe, 2006]. Na Figura 31 são mostradas micrografias de várias partes da região intercrítica após submeter à solda ao ensaio de fluência durante 12.414 horas. Identificou-se um coalescimento dos carbonetos que, em vez de permanecerem dispersos passaram a aumentar em tamanho e em quantidade. Além do mais, houve a precipitação de fases de Laves que fragilizam o material.

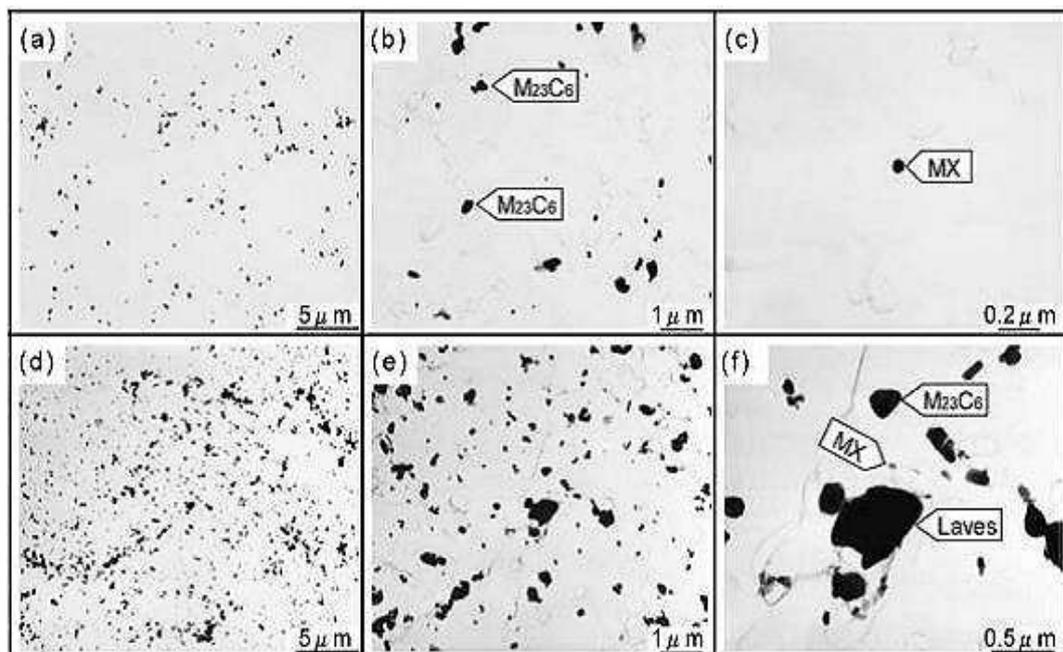


Figura 31. Micrografias da zona intercrítica com diferentes ampliações, obtidas por microscopia eletrônica de transmissão: (a, b, c) antes do ensaio de fluência e (d, e, f) após o ensaio de fluência a 600 °C, 800 MPa, com tempo de ruptura de 12415 horas [Adaptado de Watanabe, 2006].

## 2 - MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 - O Material Soldado

Para a realização deste trabalho foram utilizados tubos do aço ASTM A335 grau P91 (ASTM A335, 2006) com um diâmetro exterior de 152,4 mm e 19 mm de espessura. Segundo o certificado do material (Anexo A), o aço sofreu tratamento térmico de normalização a 1070°C durante 87 minutos com resfriamento ao ar, em seguida foi revenido a 770°C com uma duração de 180 minutos e resfriado ao ar. A Tabela 4 apresenta a composição química esperada para o material e a composição do lote utilizado neste estudo.

Tabela 4. Composição química do aço P91 [ASTM A335, 2006].

| Elemento  | Composição Química (% em peso) |        |       |
|-----------|--------------------------------|--------|-------|
|           | ASTM A335                      |        | Lote  |
|           | Mínimo                         | Máximo |       |
| <b>C</b>  | 0,08                           | 0,12   | 0,108 |
| <b>Mn</b> | 0,30                           | 0,60   | 0,53  |
| <b>P</b>  | -                              | 0,02   | 0,013 |
| <b>S</b>  | -                              | 0,01   | 0,002 |
| <b>Si</b> | 0,20                           | 0,50   | 0,33  |
| <b>Cr</b> | 8,00                           | 9,50   | 8,56  |
| <b>Mo</b> | 0,85                           | 1,05   | 0,87  |
| <b>V</b>  | 0,18                           | 0,25   | 0,221 |
| <b>N</b>  | 0,03                           | 0,07   | 0,053 |
| <b>Al</b> | -                              | 0,02   | 0,012 |
| <b>Ni</b> | -                              | 0,4    | 0,30  |
| <b>Ti</b> | -                              | 0,01   | 0,003 |
| <b>Cu</b> | -                              | -      | 0,19  |
| <b>As</b> | -                              | -      | 0,006 |

Com base na composição química do lote e com as fórmulas apresentadas no capítulo 1, Subseção 1.2.5, o Carbono Equivalente (CE) e aos fatores Watanabe (J) e Bruscato (X) são:

CE = 2,21. Este valor indica que há sensibilidade à fissuração a frio e baixa soldabilidade;

Fator J = 111,8. Como este valor foi inferior a 120, supostamente o metal de base é pouco susceptível à fragilização no reaquecimento;

Fator X = 19. Como o valor foi inferior a 20, supostamente o metal de base é pouco susceptível à fragilização no reaquecimento.

Portanto, o aço P91 utilizado neste estudo possui, segundo o valor de CE obtido, baixa soldabilidade, sendo necessários cuidados em etapas de pré-aquecimento, pós-aquecimento e TTPS. Contudo, os valores dos fatores J e X sugerem que o aço apresenta aparentemente resistência suficiente a uma possível fragilização no reaquecimento no metal de base.

## 2.2 - Procedimento de Soldagem

A soldagem do tubo foi realizada pela empresa UTC Engenharia S.A., todos os procedimentos foram efetuados para processos TIG na região na região da raiz e Arame Tubular com proteção gasosa para as regiões de enchimento e reforço das juntas soldadas. Foram soldadas juntas de topo com chanfro em V, com ângulo de abertura de 30 graus, abertura da raiz de 2 mm e face da raiz de 1 mm (Figura 32). Além disso, o tubo foi soldado na direção transversal a direção do seu comprimento, com posição de soldagem 6G [Marques et al., 2005] e progressão ascendente; a Figura 33 mostra o tubo posicionado para soldagem e o detalhe de um chanfro.

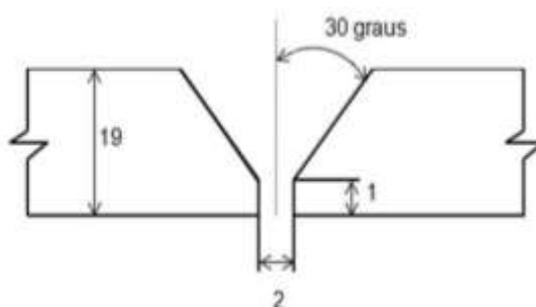


Figura 32. Dimensões do chanfro (unidade em mm).



Figura 33. Tubo na posição 6G para soldagem.

Os procedimentos de soldagem do tubo ocorreram de forma a se obter duas condições: a junta sem reparo e com duplo reparo. Para obtenção destas condições foram necessárias três etapas. Primeiramente a junta foi soldada com os três primeiros passes por TIG na região da raiz até 8 mm da espessura e com o enchimento e reforço por Arame Tubular somando 17 passes para o preenchimento total da junta.

A junta foi sujeita a um pré-aquecimento de 260°C com temperatura entre passes de 263-306°C. Após 48 horas finalizada esta soldagem, a junta foi submetida a um ensaio de ultrassom para análise da integridade da solda e verificação se a mesma estava isenta de defeitos detectáveis pela técnica, quando então, deu-se início a execução do TTPS para alívio de tensões residuais. A junta foi aquecida a uma taxa de 125°C/h, mantida a 760°C durante 2 horas e resfriada a taxa de 125°C/h até a temperatura ambiente. Durante as etapas do TTPS a temperatura foi controlada por um medidor de temperatura e o tubo foi coberto por uma manta refratária para evitar perda de calor. A Figura 34 mostra a junta com o isolamento térmico.



Figura 34. Junta com isolamento térmico.

Logo após o primeiro procedimento de soldagem, a junta foi cortada para retirada de amostras. Em outro local do tubo, todo este primeiro processo foi repetido, gerando a junta soldada nas mesmas condições e, através de processos de usinagem, foi retirado metade do metal de solda, isto é, metade da ZF foi excluída, então, a junta foi novamente preenchida neste local com 1 passe na raiz por TIG até 4 mm da espessura e completada com mais 8 passes por Arame Tubular. O TTPS foi reaplicado nas mesmas condições já descritas, simulando assim uma situação de reparo.

Por fim, o procedimento de reparo foi repetido e a junta foi aberta novamente no mesmo local obtendo assim a condição de duplo reparo, e da mesma forma o passe da raiz foi feito por TIG até 4 mm da espessura, mais 6 passes por Arame Tubular e o TTPS sendo reaplicado pela terceira vez nas mesmas condições. A Figura 35 esquematiza a sequência de procedimentos efetuados até a condição final chamada de “duplo reparo”.

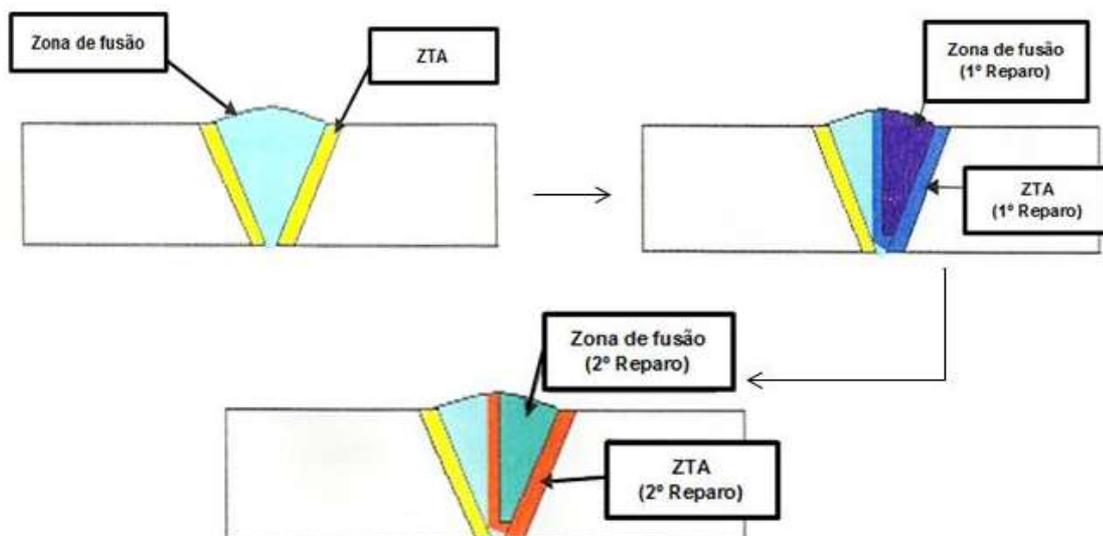


Figura 35. Sequência de alterações na junta soldada.

Os consumíveis de soldagem utilizados foram o arame tubular marca Supercore F91 de classificação E91T1-B9, e a vareta marca 9CrMoV-N, classificação ER90S-B9 para o processo TIG [AWS A5.28M, 2005; AWS A5.29M, 2005]. A Tabela 5 mostra a composição química de cada consumível de acordo com o certificado de qualidade do material (Anexo A).

Tabela 5. Composição química dos consumíveis.

|          |  | Elementos (% em peso) |       |       |       |       |      |      |        |       |
|----------|--|-----------------------|-------|-------|-------|-------|------|------|--------|-------|
|          |  | C                     | Mn    | P     | S     | Si    | Cr   | Mo   | V      | As    |
| E91T1-B9 |  | 0,084                 | 0,60  | 0,018 | 0,01  | 0,33  | 8,86 | 1,00 | 0,21   | 0,001 |
|          |  | Sn                    | Sb    | Nb    | Cu    | Al    | Ni   | N    | Ni +Mn | -     |
|          |  | 0,007                 | 0,003 | 0,04  | 0,06  | 0,006 | 0,05 | 0,05 | 1,08   | -     |
| ER90S-B9 |  | C                     | Mn    | P     | S     | Si    | Cr   | Mo   | V      | As    |
|          |  | 0,123                 | 0,75  | 0,007 | 0,004 | 0,24  | 8,90 | 0,95 | 0,20   | 0,003 |
|          |  | Sn                    | Sb    | Nb    | Cu    | Al    | Ni   | N    | Ni +Mn | Mn/Sn |
|          |  | 0,04                  | 0,002 | 0,06  | 0,05  | 0,001 | 0,44 | 0,04 | 1,19   | 187,5 |

Os parâmetros de soldagem utilizados nos três procedimentos estão apresentados na Tabela 6.

Tabela 6. Parâmetros de soldagem (Anexo B).

|                                      | Soldagem           |                                 | 1º reparo          |                                 | 2º reparo          |                                 |
|--------------------------------------|--------------------|---------------------------------|--------------------|---------------------------------|--------------------|---------------------------------|
|                                      | TIG                | Arame Tubular                   | TIG                | Arame Tubular                   | TIG                | Arame Tubular                   |
| <b>Eletrodo</b>                      | ER90S-B9;<br>Ø 3,2 | E91T1-B9;<br>Ø 1,2              | ER90S-B9;<br>Ø 3,2 | E91T1-B9;<br>Ø 1,2              | ER90S-B9;<br>Ø 3,2 | E91T1-B9;<br>Ø 1,2              |
| <b>Gás de proteção</b>               | 100% Ar            | 80% Ar /<br>20% CO <sub>2</sub> | 100% Ar            | 80% Ar /<br>20% CO <sub>2</sub> | 100% Ar            | 80% Ar /<br>20% CO <sub>2</sub> |
| <b>Vazão (L/min)</b>                 | 12                 | 14                              | 14                 | 15                              | 14                 | 15                              |
| <b>Aporte Térmico (KJ/cm)</b>        | 13,23 -20,23       | 10,19 -17,23                    | 20,62              | 11,19 - 15,54                   | 20,46              | 10,57 - 14,60                   |
| <b>Tensão (V)</b>                    | 13,90              | 27,00                           | 12                 | 25                              | 12                 | 25                              |
| <b>Amperagem (A)</b>                 | 110,0 - 149        | 164 - 172                       | 120                | 175                             | 120                | 170                             |
| <b>Bocal (mm)</b>                    | -                  | 16                              | -                  | 16                              | -                  | 16                              |
| <b>Pré-aquecimento (°C)</b>          | 260,00             |                                 | 252                |                                 | 252                |                                 |
| <b>Temperatura entre passes (°C)</b> | 263 - 306          |                                 | 262 - 300          |                                 | 265 - 287          |                                 |

### 2.3 - Preparação Metalográfica

Foi retirada do tubo uma amostra de cada condição (sem reparo e com duplo reparo) para análise metalográfica (Figura 36). As amostras com dimensões em torno de 75 mm de comprimento, 20 de largura e 20 de espessura foram cortadas na direção longitudinal de forma que contemplassem toda a junta e parte do metal de base. Em seguida, as amostras passaram pelas etapas de lixamento, com as lixas metalográficas de 180, 220, 280, 400, 600, 800 e 1200, e polimento, em panos com pasta de diamante de 1 µm e 0,25 µm.

O ataque químico utilizado para revelar a microestrutura e as regiões da solda foi realizado com uma solução, denominada Vilella [ASM Metals Handbook, 1989], constituída de uma mistura de 100 mL etanol + 1g ácido pícrico + 5 mL ácido clorídrico. As amostras ficaram imersas na solução durante 40 segundos.



Figura 36. Amostras para análise macro e micrográfica.

## 2.4 - Análise Macroscópica

Imagens macroscópicas das juntas soldadas foram obtidas utilizando-se um estereoscópio da Marca Zeiss, modelo Discovery V8, equipado com câmera digital para captura de imagens.

## 2.5 - Microscopia

### 2.5.1 - Microscopia Óptica

Para análise microestrutural e captura das imagens foi utilizado um microscópio óptico da marca Zeiss, modelo Axio - Lab. A1, equipado para aumentos de 50, 100, 500 e 1000 vezes, e câmera digital integrada ao computador para captura de imagens.

Após a preparação metalográfica as amostras das duas condições foram submetidas a análise por microscopia óptica com o objetivo de obter imagens das diferentes zonas da junta soldada. Desta forma, foram geradas imagens com aumentos de 500 e 1000 vezes do metal de base, ZTA e zona de fusão, esta última foi subdividida em três regiões: raiz, enchimento (região intermediária entre as bordas da solda) e reforço (região mais próxima à borda superior da solda). A Figura 37

mostra a esquematização das três regiões da zona de fusão e a nomenclatura utilizada neste trabalho para referenciar as zonas analisadas nas amostras.

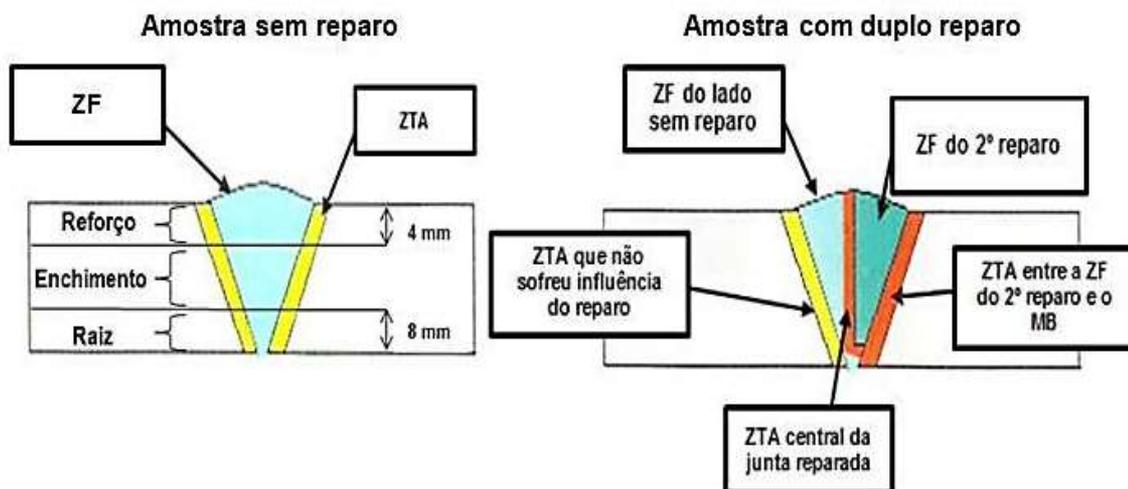


Figura 37. Regiões e zonas analisadas nas juntas com e sem reparo.

### 2.5.2 - Microscopia Eletrônica de Varredura

A microscopia eletrônica de varredura foi realizada com as amostras das duas condições, com e sem o duplo reparo, após a preparação metalográfica somente e também após ataque químico. Foram geradas imagens com aumentos de 1000 e 4000 vezes começando pelo metal de base e depois as regiões da junta, ZTA e toda a zona de fusão. Para a captura de imagens foi utilizado um MEV da marca JEOL, modelo JSM-6510LV com sistema acoplado para análise química semiquantitativa por EDS (Energy Dispersive Spectroscopy), com software próprio para análise *line scan* (análise química ao longo de uma linha) e operando a 20kV.

Para auxiliar a análise qualitativa de algumas imagens obtidas por MEV, foi utilizado o *software* de processamento digital de imagem Fiji – ImageJ. Basicamente, as imagens foram segmentadas por limiarização de forma a separar objetos da imagem do plano de fundo (*background*). As imagens não sofreram pré e pós-processamento e o método de limiarização utilizado foi o automático padrão do *software* (*default*).

## 2.6 - Ensaios Mecânicos

### 2.6.1 - Ensaio de Microdureza

Perfis de dureza foram obtidos para uma amostra de cada condição após a preparação metalográfica e ataque químico com o reagente Vilella, que tornou possível visualizar os limites entre metal de base, ZTA e zona de fusão. Foi utilizado um microdurômetro da marca PanTec, modelo MV 1000A, equipado com câmera digital para captura de imagens. Todos os ensaios foram realizados segundo norma ISO 6507-1 [ABNT NM ISSO 6507-1, 2008], com força de 0,9807N (0,1kgf) e tempo de aplicação de carga de 10 segundos.

A Figura 38 apresenta o esquema utilizado para os ensaios de microdureza, no qual foram realizadas indentações ao longo de três linhas. As linhas de indentação 1 e 3 foram traçadas a 4 mm das extremidades, a linha 2 está situada no centro da amostra. As medidas foram realizadas a um passo de 1 mm a partir da posição central da zona de fusão, tanto para a direita quanto para a esquerda. Na linha 1 foram realizadas 11 medidas para a direita e 11 para a esquerda, totalizando 22 pontos em cada condição. Na linha 2 foram realizadas 16 medidas para a direita e 16 para a esquerda, totalizando 32 pontos e, por último, a linha 3 com 23 medidas para a direita e 23 para a esquerda num total de 46.

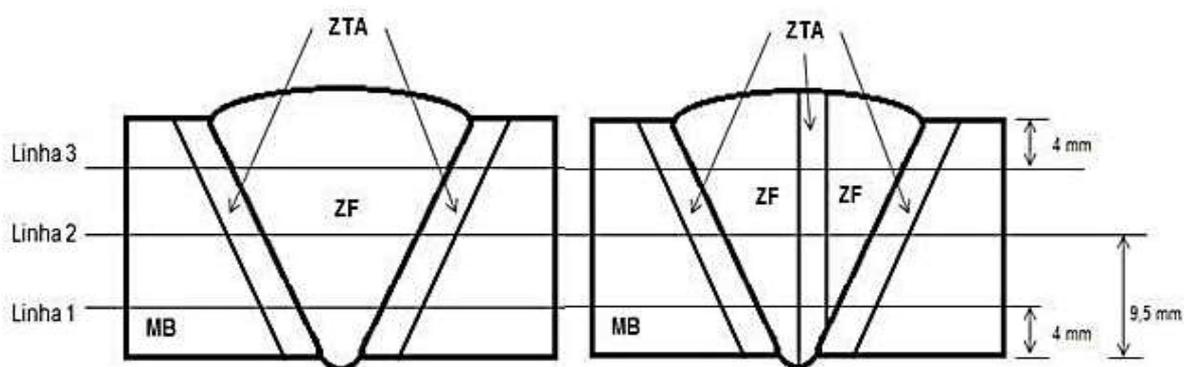


Figura 38. Linhas de indentação para os perfis de dureza.

### 2.6.2 - Ensaio de Impacto

Para verificar a quantidade de energia absorvida em cada região da junta soldada foram realizados ensaios de impacto Charpy para as duas condições: com e sem reparo. Os ensaios de impacto foram solicitados pela empresa UTC Engenharia S.A. e foram realizados nos laboratórios da empresa DMCJ Inspeções Ltda., os resultados foram cedidos para este trabalho. As dimensões de corpo de prova seguiram o padrão da ASTM E23 [ASTM E23, 2007] (Figura 39), com comprimento de 55 mm, 10 mm de largura, 10 mm de espessura e entalhe em “V”.

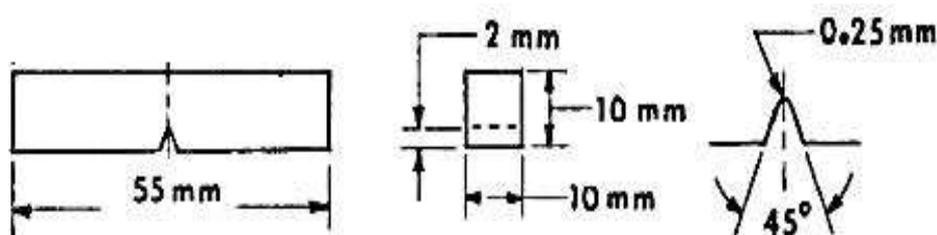


Figura 39. Dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto [ASTM E23, 2007].

Para o ensaio, os corpos de prova foram extraídos na direção longitudinal ao comprimento do tubo e transversal à extensão da solda nas regiões do metal de base, ZTA e zona de fusão seguindo os critérios da norma ASME IX [ASME IX, 2013]; para cada região foram preparados três corpos de prova com o entalhe posicionado no centro da junta (aproximadamente metade da espessura). Contudo, para a solda na condição de duplo reparo, os corpos de prova seguiram um plano de remoção diferente quanto às regiões da junta, a Figura 40 ilustra as zonas em que foram retirados os corpos de prova, ZF do lado sem reparo, ZTA central da junta reparada, ZF do 2º reparo e ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, áreas 2, 3, 4 e 5 respectivamente. Ao todo foram 9 corpos de prova para a solda sem reparo e 15 para a solda com reparo.

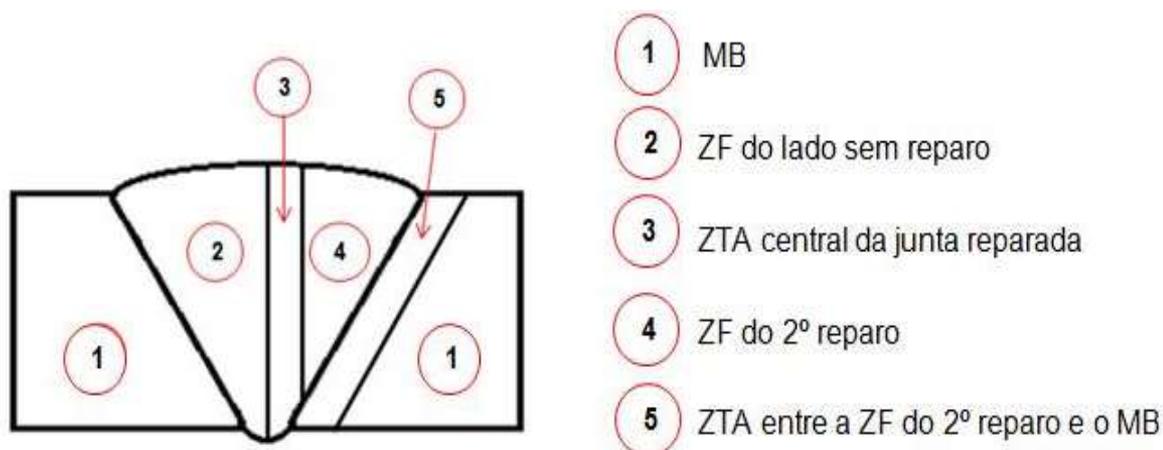


Figura 40. Regiões de retirada dos corpos de prova para impacto da solda com reparo

Os ensaios foram realizados a temperatura de 20°C seguindo a norma ASME B31.1 [ASME B31.1, 2008], além disso, utilizou-se um pêndulo de impacto Pantec ATMI.

### 3.6.3. - Ensaio de Tração

Da mesma forma que os ensaios de impacto, os ensaios de tração também foram solicitados pela empresa UTC Engenharia S.A. e foram realizados nos laboratórios da empresa DMCJ Inspeções Ltda., os resultados foram cedidos para este trabalho. Os corpos de prova foram feitos com comprimento total de aproximadamente 300 mm e retirados no sentido transversal à linha de solda de acordo com a norma ASME IX [ASME IX, 2013]; suas dimensões são mostradas na Figura 41, onde: **a** é espessura, **r** é o filete, **b<sub>1</sub>** é a largura, **b** é a largura útil, **L<sub>s</sub>** o comprimento da solda e **L<sub>c</sub>** o comprimento útil.

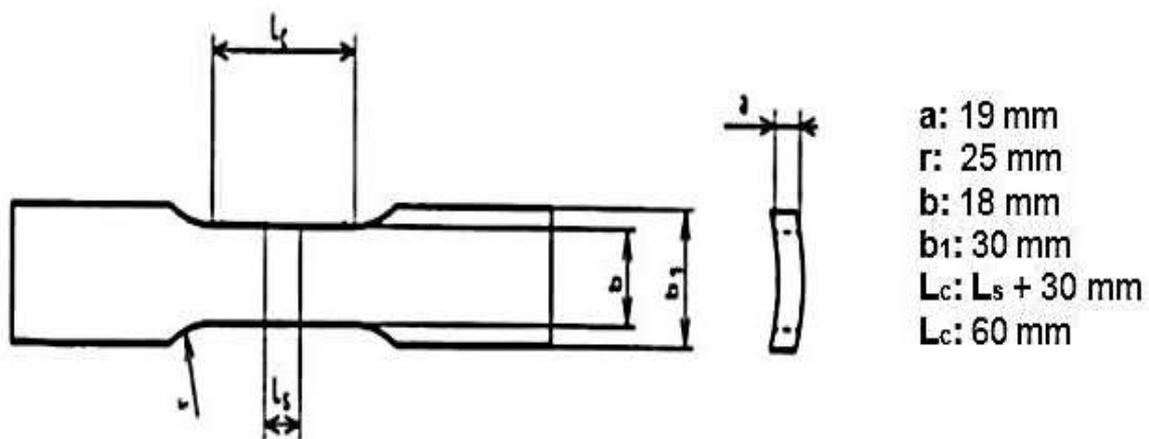


Figura 41. Corpo de prova para ensaio de tração [Adaptado de Rocha, 2012].

Os ensaios de tração foram realizados a temperatura de 21°C numa máquina de marca Pantec modelo Versat com capacidade de carga de 1000kN e para cada condição foram preparados 2 corpos de prova.

### 3 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 - Macrografia

A análise macroestrutural das soldas sem e com reparo permitiu identificar suas diferentes zonas constituintes (ZF, ZTA e MB) após o ataque químico. A Figura 42 mostra que soldagem da amostra sem o reparo resultou em uma junta com 22,23 mm de penetração, largura total de 34,92 mm e 6,08 mm na região da raiz. A ZTA apresentou largura de 3,35 mm e 4,65 mm na região da raiz.

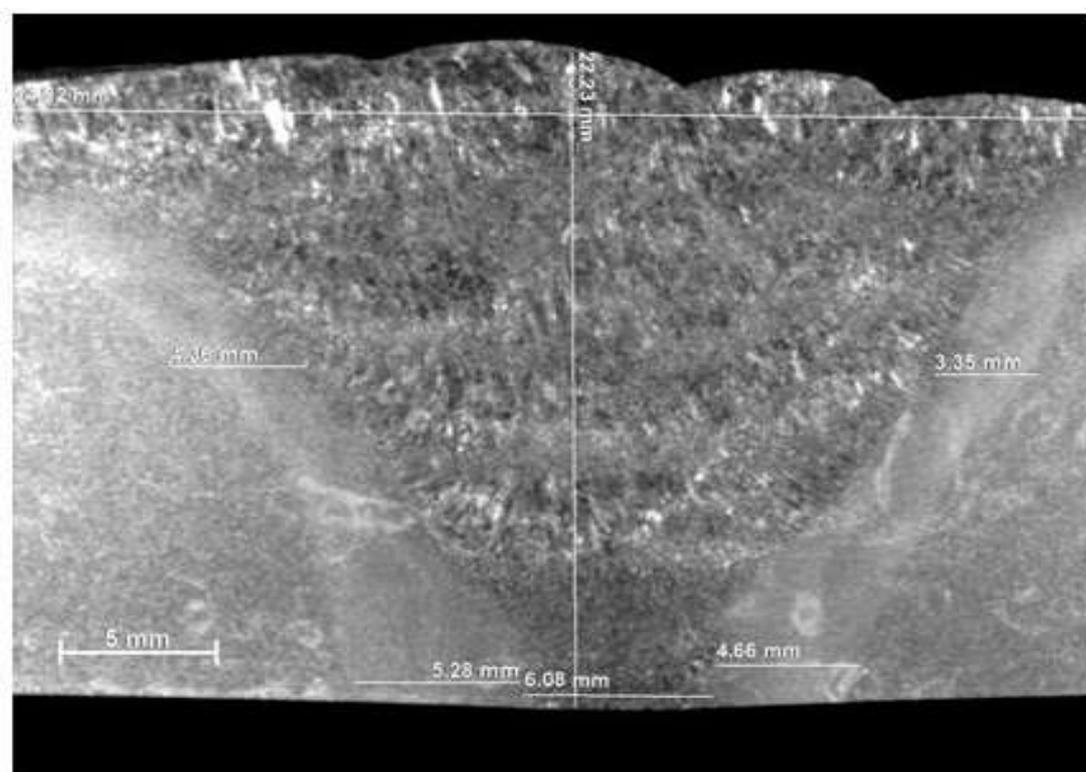


Figura 42. Macrografia da junta sem reparo. Aumento de 50X

A solda apresentou um aspecto homogêneo, não houve problemas de falta de penetração ou falta fusão, além disso, não foi percebida a presença de poros, inclusões ou trincas nesta análise.

A Figura 43 mostra o aspecto da junta com duplo reparo onde se pôde visualizar a formação de uma nova ZTA no centro da junta. A soldagem com reparo resultou em uma junta com 21,25 mm de penetração, largura total de 32,27 mm e 3,53 mm da largura na ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB. A ZTA central da junta

apresentou 11,79 mm de largura na região da raiz, 3,18 mm de largura na região de enchimento e se torna menos perceptível na região de reforço.

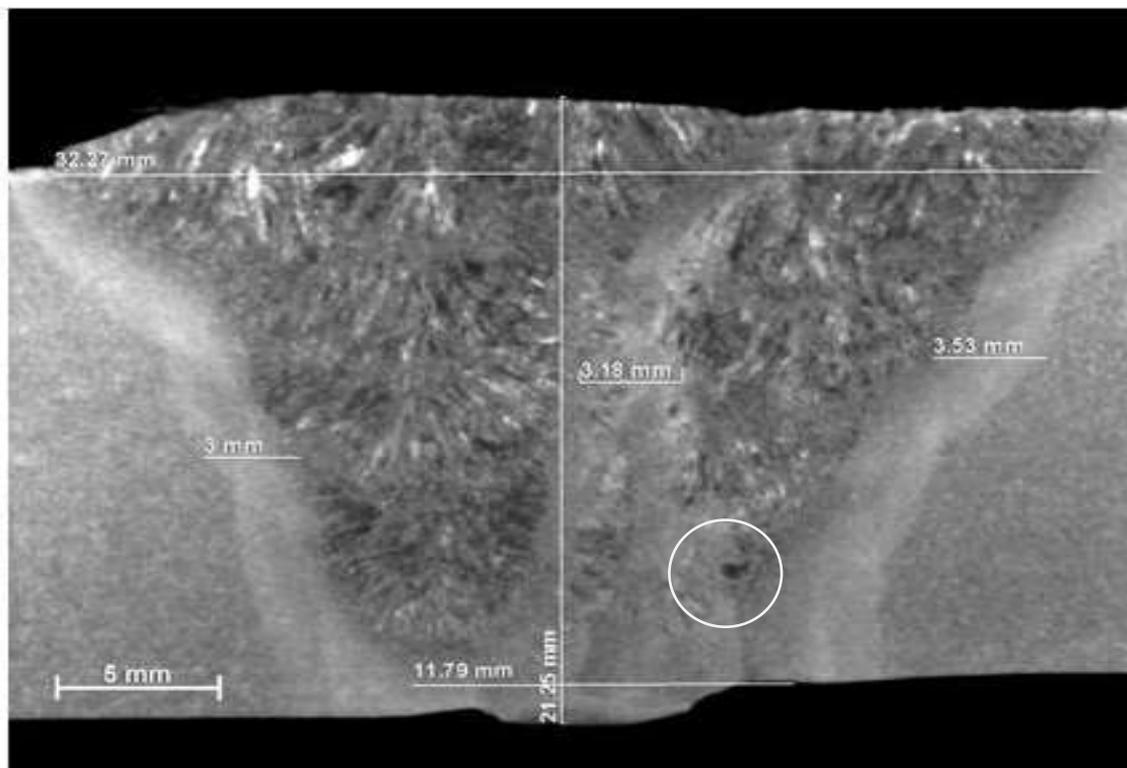


Figura 43. Macrografia da junta com reparo.

Comparando as duas macroestruturas pode-se dizer que a solda com reparo apresentou um aspecto mais heterogêneo, como já era esperado. A solda com reparo não apresentou falta de penetração e fusão, trincas ou inclusões que pudessem ser percebidas em escala macroscópica, porém, na região de enchimento próxima à raiz foi possível perceber a presença de um poro. As zonas termicamente afetadas são semelhantes em dimensões, mas constata-se uma largura maior da ZTA nas regiões da raiz das duas condições. Isto pode ser explicado pelo fato dos passes na raiz terem sido realizados por TIG com um aporte térmico maior do que os outros passes com Arame Tubular.

## 3.2 - Aspectos Micrográficos

### 3.2.1 - Microscopia Óptica

As Figuras de 44 até 51 exemplificam as imagens obtidas para os aspectos microestruturais das juntas soldadas após a preparação e o ataque químico, conforme já descritos em Materiais e Métodos. A Figura 45 mostra o aspecto microestrutural do metal de base com aumento de 1000 vezes obtida da amostra com duplo reparo. Os pontos “pretos” menores nos interior ou nos contornos dos grãos são os carbonetos ou carbonitretos distribuídos na matriz martensita revenida de tonalidade cinza mais clara [Gaffard, 2004].

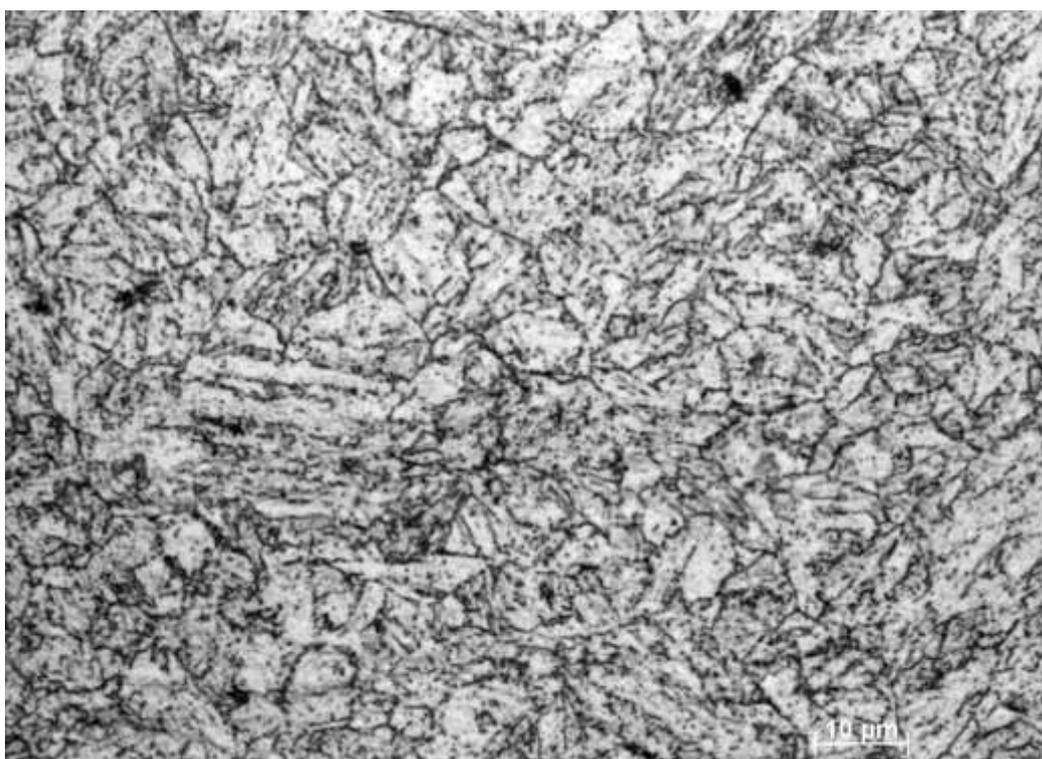


Figura 44. Aspecto micrográfico do metal de base da amostra reparada. Aspectos micrográficos do metal de base para amostra sem reparo é muito semelhante.

Além dos pequenos pontos pretos, outros pontos maiores e escuros (em menor quantidade) nas imagens de aspectos micrográficos podem ser poros, inclusões e / ou imperfeições deixadas pelo processo de fabricação. A imagem

obtida do metal de base da amostra sem reparo apresentou o mesmo aspecto, sem diferenças significativas no tamanho de grão e quantidade de carbonetos presentes.

As Figuras 45, 46 e 47 (amostra com duplo reparo) mostram diferenças do tamanho de grão na ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, desde o limite da região intercrítica, passando por região de grãos mais finos até região de grãos mais grosseiros.

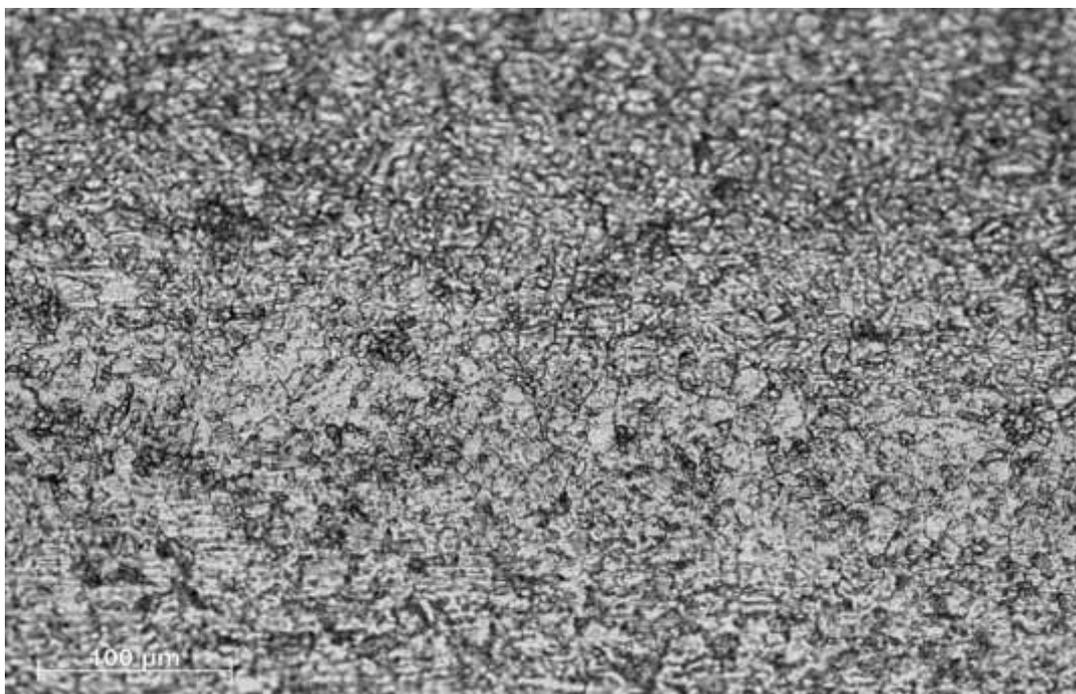


Figura 45. Aspecto micrográfico da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, região próxima à região intercrítica, amostra com duplo reparo. MO, aumento de 500x.

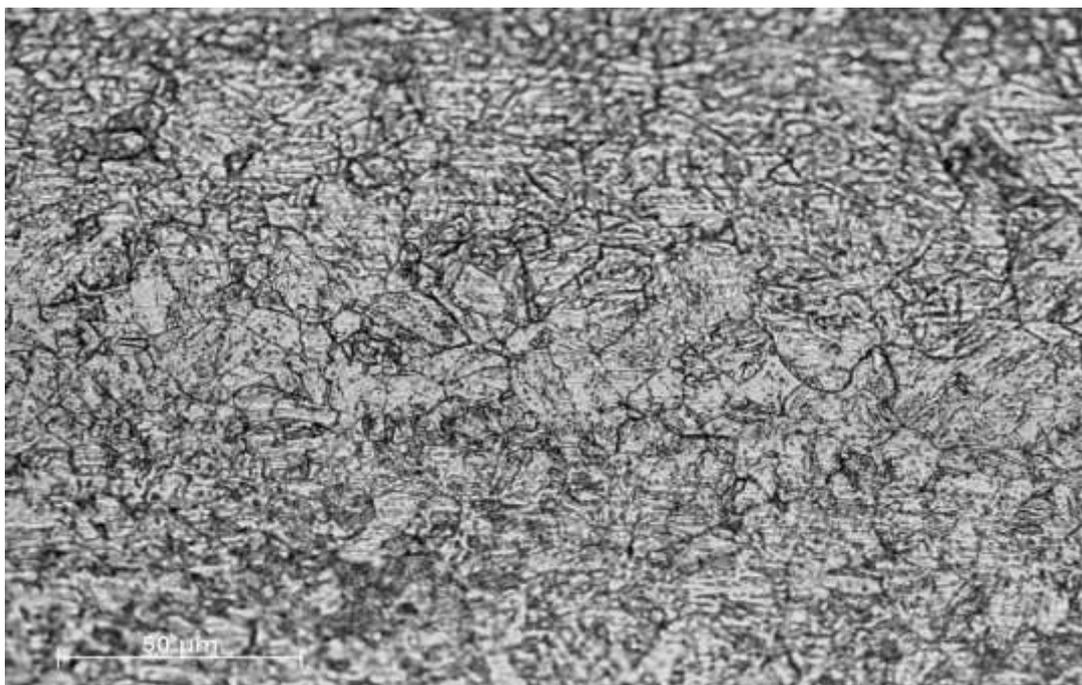


Figura 46. Aspecto micrográfico da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, região de grãos finos, amostra com duplo reparo. MO, aumento de 500x.

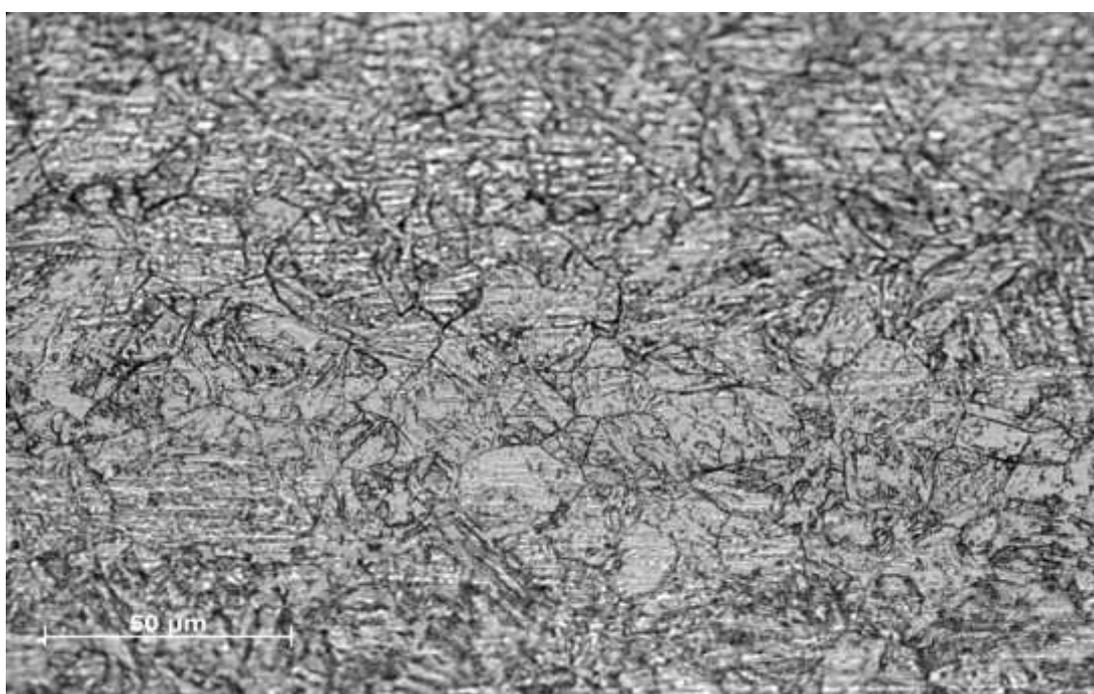


Figura 47. Aspecto micrográfico da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, região de grãos grosseiros, amostra com duplo reparo. MO, aumento de 500x.

O esquema da Figura 48 mostra a variação ocorrida no aspecto e tamanho dos grãos ao longo da ZTA, agora com imagens com aumento de 1000 vezes.

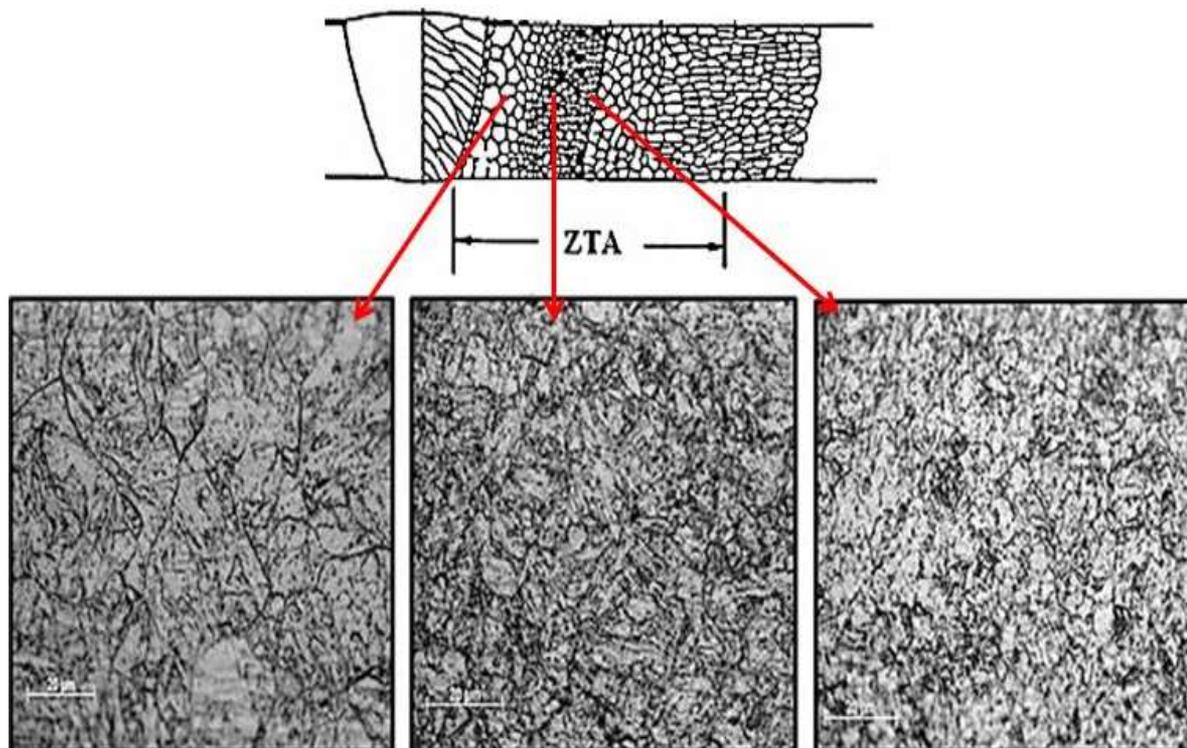


Figura 48. Aspectos micrográficos da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, amostra com duplo reparo. MO, aumentos de 1000x: grãos grosseiros (esquerda), grãos finos (centro) e limite com região intercrítica (direita).

Apesar da variação no tamanho de grão ao longo da ZTA promovido pela diferença de temperatura atingida ao longo do cordão de solda, aparentemente todas as regiões apresentaram grãos equiaxiais com a presença de carbonetos.

A ZTA da amostra sem reparo apresentou aspectos microestruturais e situações bastante semelhantes aos apresentados para a condição com duplo reparo.

A Figura 49 mostra que o aspecto da ZTA central da junta reparada não teve uma variação com diminuição gradativa no tamanho dos grãos, o que é característica de uma zona termicamente comum [Thomas et al.,2007; Tanaka, 2008], isto é, uma ZTA gerada entre uma ZF e o MB, e sim um tipo de granulação colunar muito parecida com a da ZF do 2º reparo (Figura 50).

A Figura 51 apresenta o aspecto obtido para ZF do 2º reparo na região da raiz preenchida por TIG.

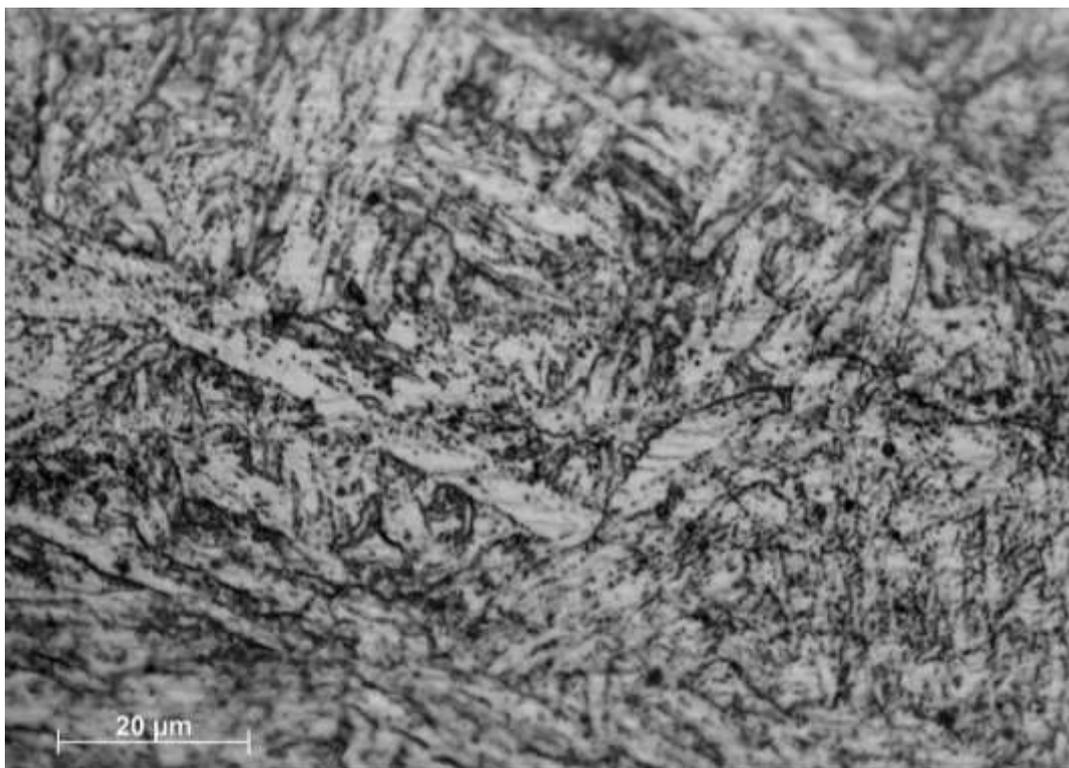


Figura 49. Aspecto micrográfico da ZTA central da junta reparada. MO, região de enchimento, Arame Tubular amostra, com duplo reparo, aumento de 1000x.

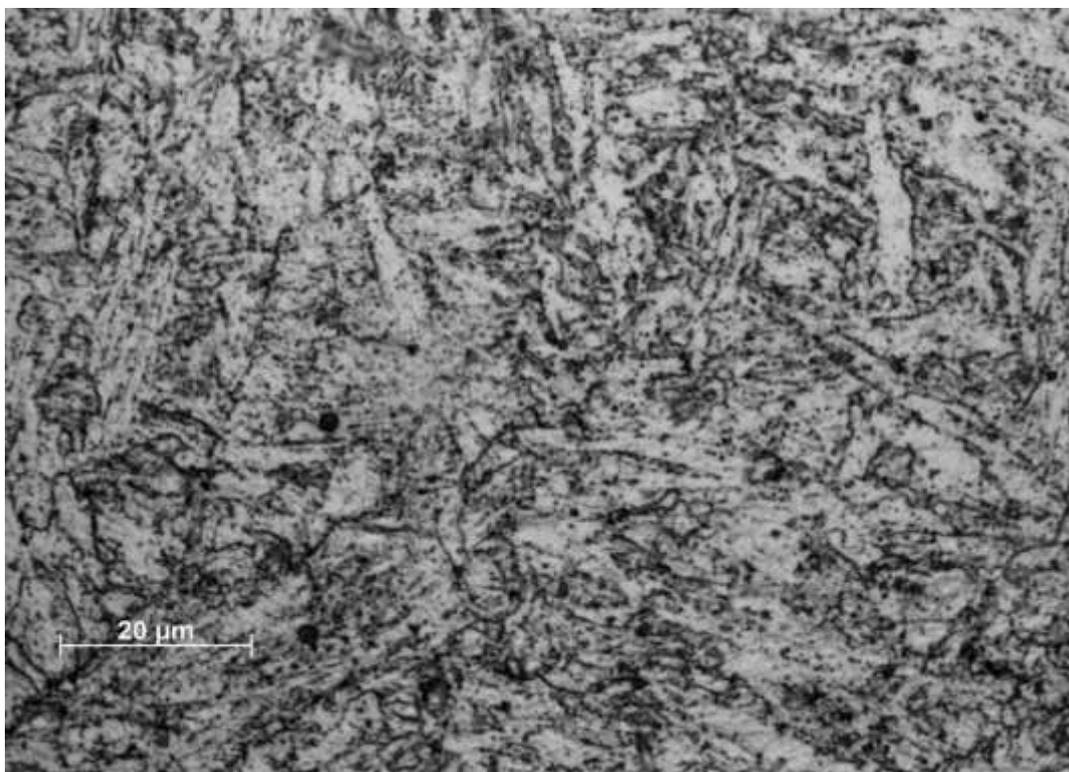


Figura 50. Aspecto micrográfico da ZF do 2º reparo. MO, região de enchimento, Arame Tubular, amostra com duplo reparo, aumento de 1000x.

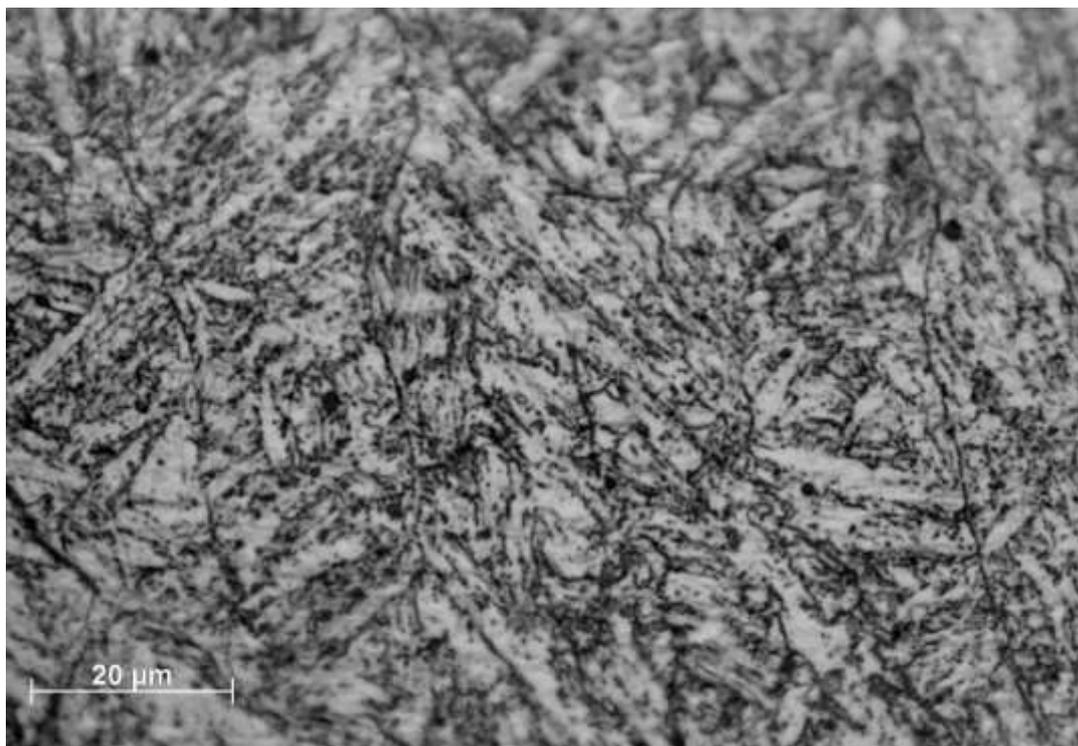


Figura 51. Aspecto micrográfico da ZF do 2º reparo. MO, região da raiz, TIG, amostra com duplo reparo, aumento de 1000x.

Os resultados obtidos mostraram que não ocorreram diferenças significativas nos aspectos microestruturais entre a ZTA central da junta e ZF do 2º reparo, e que as regiões soldadas pelos processos TIG e Arame Tubular apresentam microestruturas relativamente parecidas, contudo, foi possível perceber que no processo Arame Tubular a presença de poros e inclusões foi aparentemente maior. Como já mencionado, a análise macrográfica mostra uma clara distinção entre a ZTA central da junta reparada e as zonas de fusão sem reparo e do 2º reparo, entretanto, esta diferença não foi observada nos aspectos microestruturais. Comparando estas zonas, as imagens mostraram apenas uma leve tendência à formação de grãos colunares menores e mais finos na ZTA central da junta reparada, porém, esta tendência não ocorreu em áreas mais próximas ao reforço.

Não foi observada a presença de ferrita  $\delta$  nas imagens obtidas por MO. Os grãos de ferrita  $\delta$  podem ser distinguidos da martensita revenida por serem “brancos” e “lisos” sem precipitados [Ayala et al., 1999, Ferreira, 2010].

### 3.2.2 - Microscopia Eletrônica de Varredura

As Figuras 52, 53 e 54 apresentam imagens obtidas por MEV e que exemplificam os resultados obtidos para a variação da forma e do tamanho dos grãos entre o MB, ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB e a ZF do 2º reparo. As imagens foram obtidas no modo elétrons secundários, este modo fornece maior resolução e uma imagem de fácil interpretação devido ao forte efeito topográfico das fases presentes (contraste em função do relevo). Os pequenos pontos “brancos” nestas imagens obtidas correspondem às regiões com a presença de elementos de menor peso atômico (mais leves que o ferro, este último abundante na matriz de martensita revenida) e na forma de carbonetos e a matriz martensita revenida é a que apresentou tonalidade cinza escuro (*background*) [MANNHEIMER, 2002].

As imagens da ZTA e zona de fusão (Figuras 54 e 55) são do processo Arame Tubular na região de enchimento.

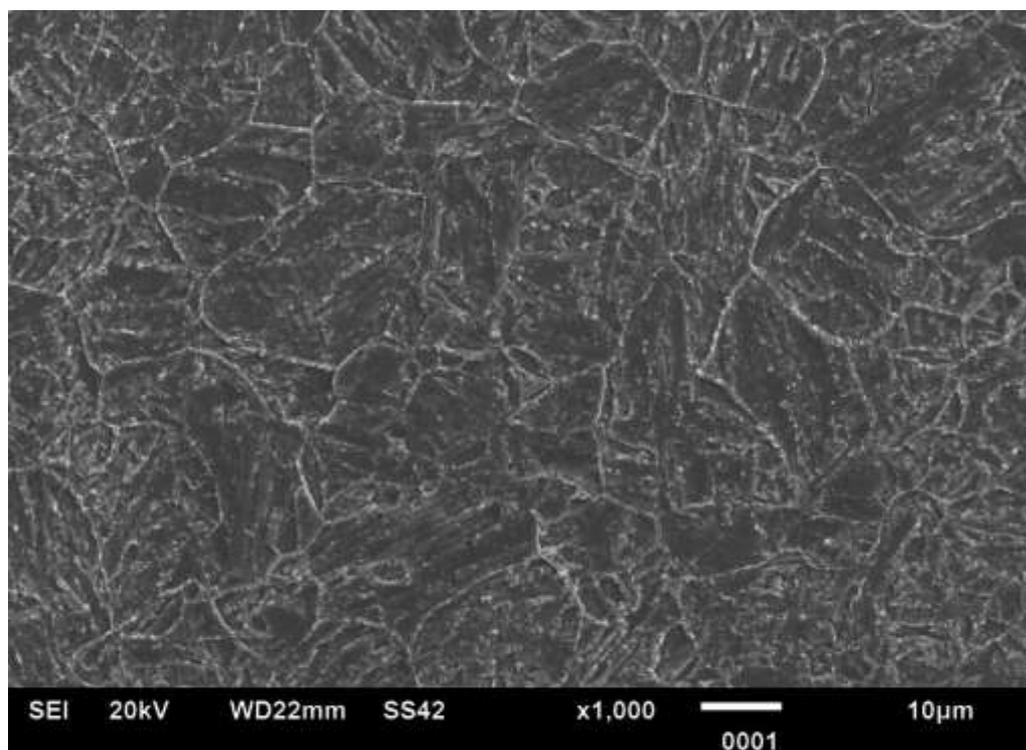


Figura 52. Aspecto micrográfico do metal de base, amostra com duplo reparo, obtido por MEV operando no modo elétrons secundários, com aumento de 1000x.

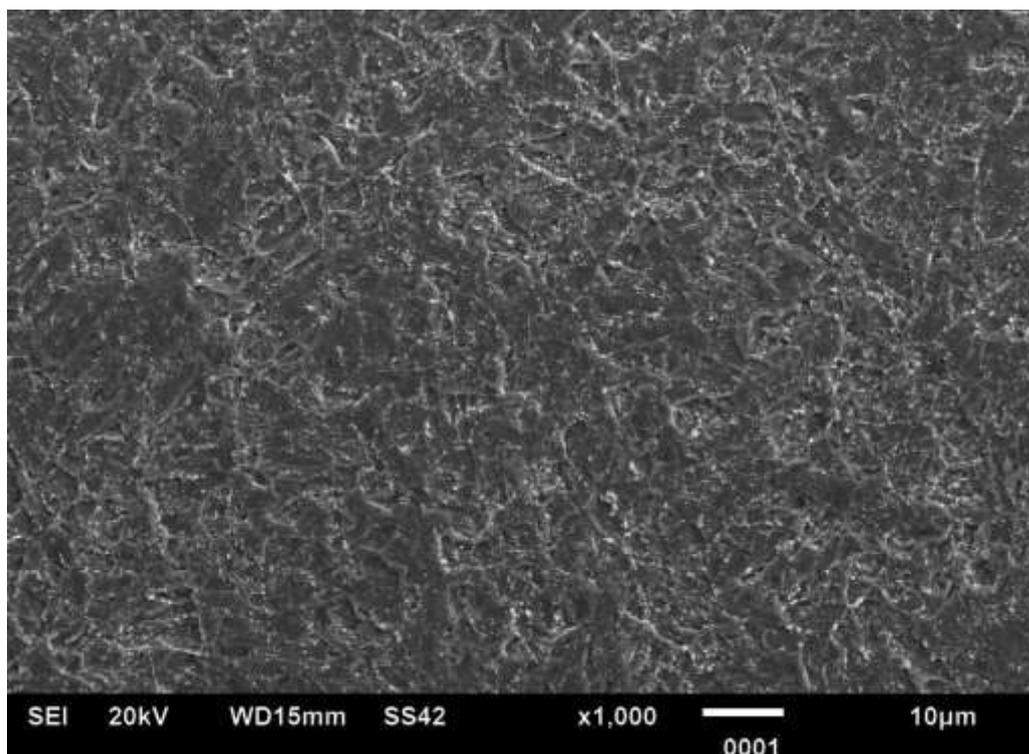


Figura 53. Aspecto micrográfico da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, amostra com duplo reparo obtido por MEV operando no modo elétrons secundários, com aumento de 1000x.

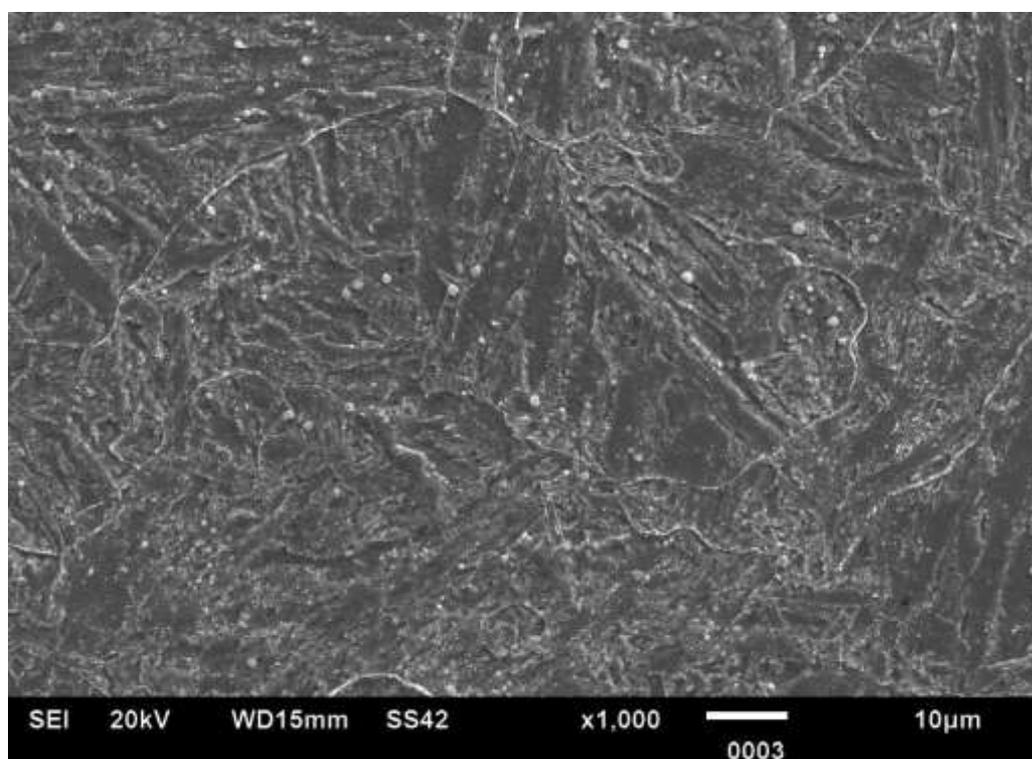


Figura 54. Aspecto micrográfico da ZF do 2º reparo, amostra com duplo reparo, obtido por MEV operando no modo elétrons secundários, com aumento de 1000x.

Na imagem da Figura 54 observa-se além da presença de carbonetos de Cromo (pontos brancos menores, confirmados pela análise por EDS que será apresentado na sequência).

A análise química semiquantitativa por EDS na superfície da junta com duplo reparo, especificamente em parte do MB, ZF do lado sem reparo e ZF do 2º reparo, identificou alta porcentagem de Ferro, porcentagens de Cromo e Silício dentro da especificação do material, baixa porcentagem de Molibdênio e alta porcentagem de Vanádio. Como não foi feita uma análise química estritamente quantitativa, com alta precisão, não é possível dizer se houve mudanças significantes na composição do aço com relação às especificações mínimas da norma ASTM A335 [ASTM A335, 2006], somado a isso, não foi detectada a presença do Manganês e do Nitrogênio na análise. A Figura 55 mostra o espectro obtido na análise química por EDS e a Tabela 7 mostra a porcentagem relativa aos elementos detectados.

Os altos teores obtidos para o Carbono se devem a pouca eficácia da técnica de análise por EDS para detecção de elementos com baixo peso atômico, o que também pode justificar a ausência do Nitrogênio [MANNHEIMER, 2002].

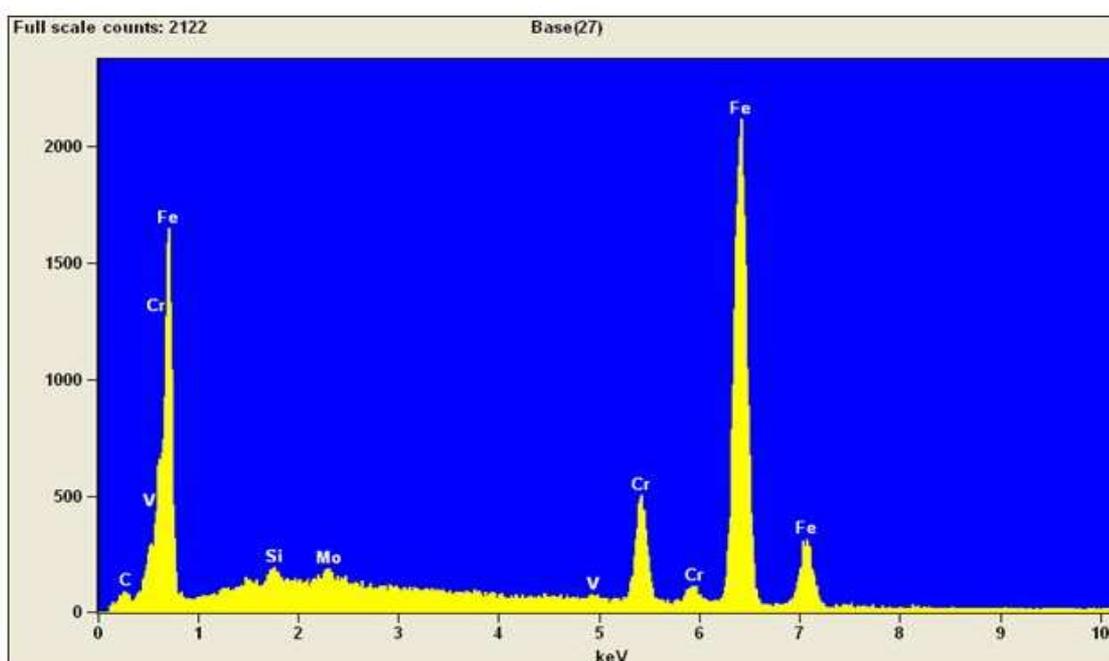


Figura 55. Espectro referente ao resultado da análise EDS em parte do MB, ZF do lado sem reparo e ZF do 2º reparo.

Tabela 7. Resultados quantitativos obtidos pela análise química semiquantitativa por EDS em parte do MB, ZF do lado sem reparo e ZF do 2º reparo.

| Elemento     | Peso%  | Peso %<br>Erro | Átomo % | Átomo %<br>Erro |
|--------------|--------|----------------|---------|-----------------|
| <b>C</b>     | 2,15   | +/- 0,21       | 9,18    | +/- 0,88        |
| <b>Si</b>    | 0,49   | +/- 0,07       | 0,89    | +/- 0,12        |
| <b>V</b>     | 0,39   | +/- 0,08       | 0,39    | +/- 0,08        |
| <b>Cr</b>    | 9,75   | +/- 0,25       | 9,63    | +/- 0,25        |
| <b>Fe</b>    | 86,53  | +/- 0,80       | 79,54   | +/- 0,74        |
| <b>Mo</b>    | 0,70   | +/- 0,13       | 0,38    | +/- 0,07        |
| <b>Total</b> | 100,00 |                | 100,00  |                 |

A Figura 56 mostra a imagem da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB, na região de enchimento, com aumento de 4000 vezes. Dois pontos (“brancos”, mais claros) foram selecionados na para a análise por EDS, um mais na extremidade do grão e o outro mais ao centro. As Figuras 57 e 58 mostram os resultados dos espectros obtidos para os pontos 1 e 2 da Figura 56, respectivamente.

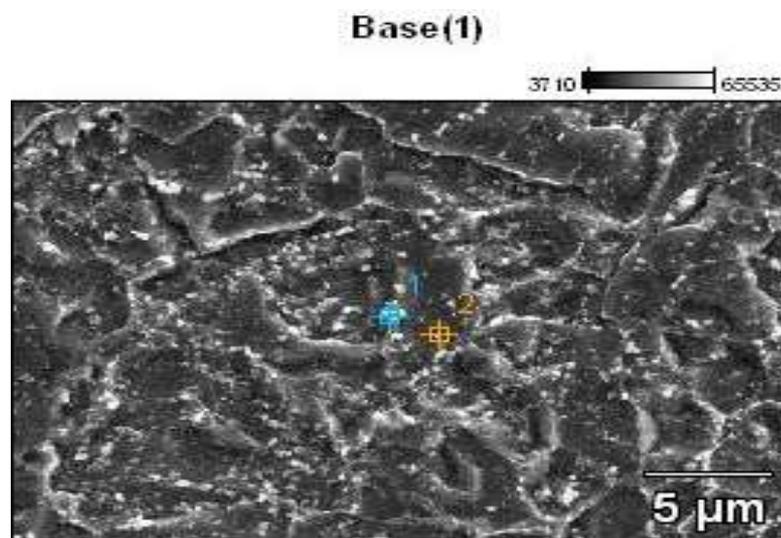


Figura 56. Pontos selecionados da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB para análise química por EDS.

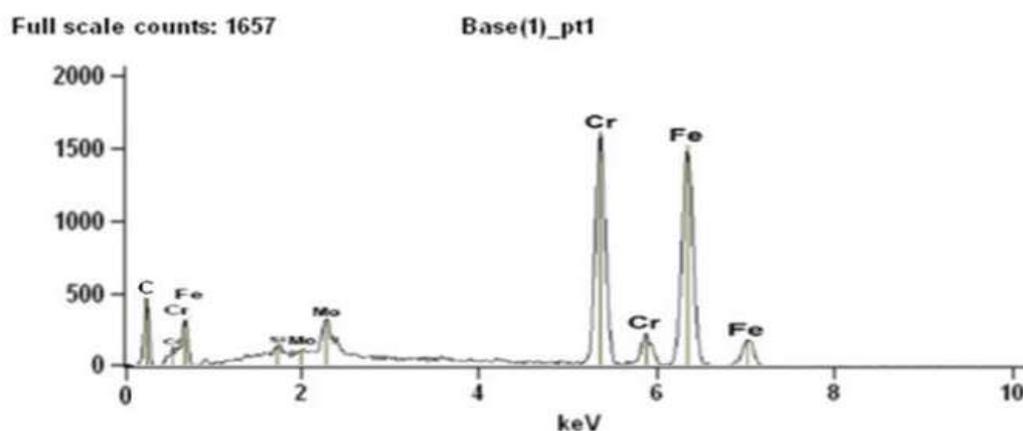


Figura 57. Espectro do ponto 1. Presença significativa do Cromo.

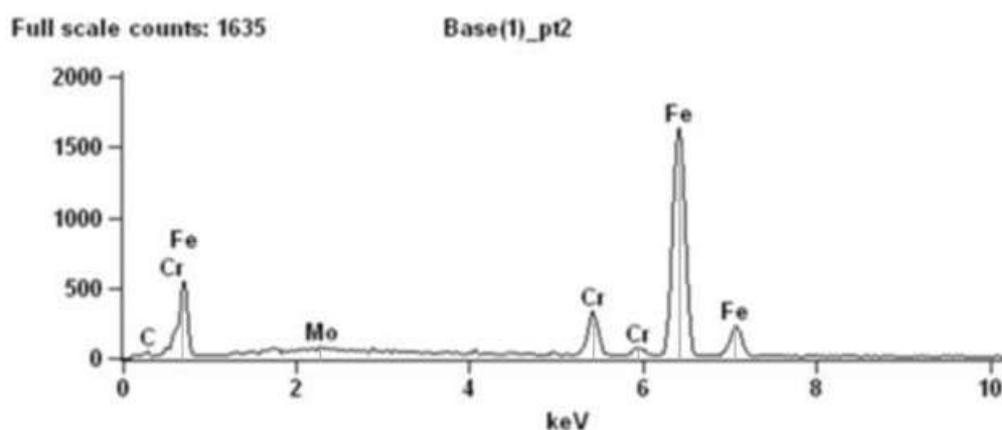


Figura 58. Espectro do ponto 2. Picos de energia maiores para o Ferro.

O espectro da Figura 57 mostra que pelo alto pico atingido pelo Cromo em comparação aos outros elementos, o ponto 1 tem grande chance de corresponder a um carboneto deste elemento, e pela localização na extremidade do grão pode ser um carboneto de Cromo do tipo  $M_{23}C_6$  [Zhang, 2001].

O espectro da Figura 58 mostra que os picos de Cromo não foram tão altos, isto indica que não há grande concentração de Cromo no ponto selecionado, no entanto, pelo tamanho do objeto, há uma chance maior do espectro corresponder à matriz do material e não a um carboneto.

Para verificar os elementos constituintes ao longo de cada região da junta foi utilizada a análise *line scan*. Esta técnica permite selecionar e apresentar os resultados para (através de software próprio do EDS) os constituintes presentes ao longo de uma linha ou direção. A Figura 59 mostra a linha que foi traçada do centro

da junta até 4,5 mm para a direita e que permitiu analisar os elementos químicos presentes na ZF do 2º reparo. O resultado da análise é mostrado na Figura 60 com o espectro obtido na zona, que mostra um comportamento muito semelhante ao espectro apresentado na Figura 58. Os elementos presentes são Cromo, Ferro, Molibdênio, Carbono e Silício, não coincidentemente os elementos com maiores teores na liga e nos consumíveis utilizados.

Esta mesma análise foi feita no MB e nas zonas de fusão das amostras com e sem duplo reparo. Em todas as análises foram obtidos resultados quase idênticos, nas que contemplaram o MB foi identificado Vanádio. É importante ressaltar as ausências do Nitrogênio e do Manganês. Assim como o Vanádio, o Nitrogênio é um elemento formador de carbonetos e carbonitretos menores do tipo MX que contribuirão para o aumento da resistência à fluência. O Manganês é um estabilizador da austenita, ele ajuda a garantir a formação de 100% de austenita (sem ferrita  $\delta$ ) durante a austenitização [Zhang, 2009].

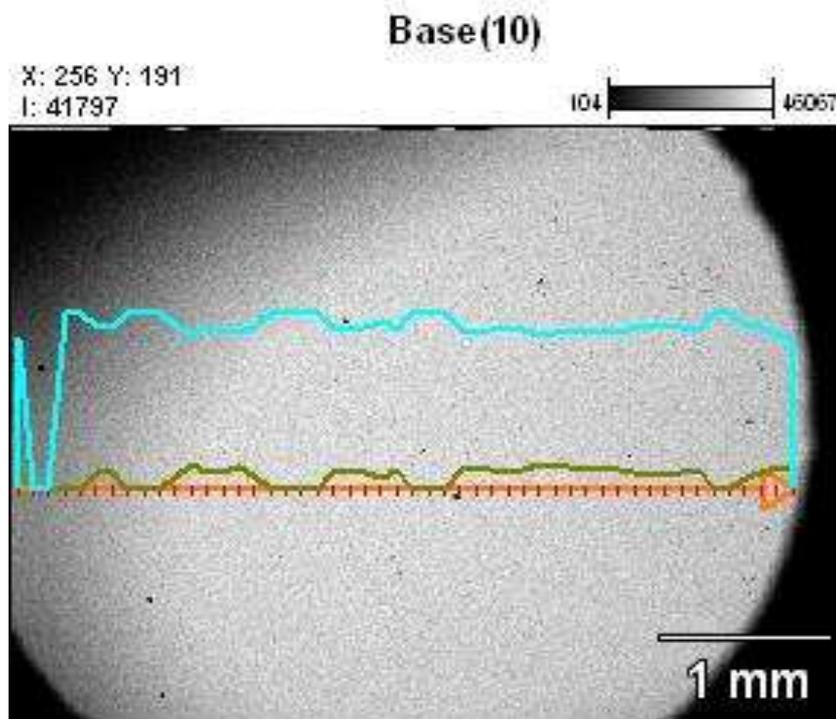


Figura 59. Análise EDS *line scan*, ZF do 2º reparo, aumento de 25x.

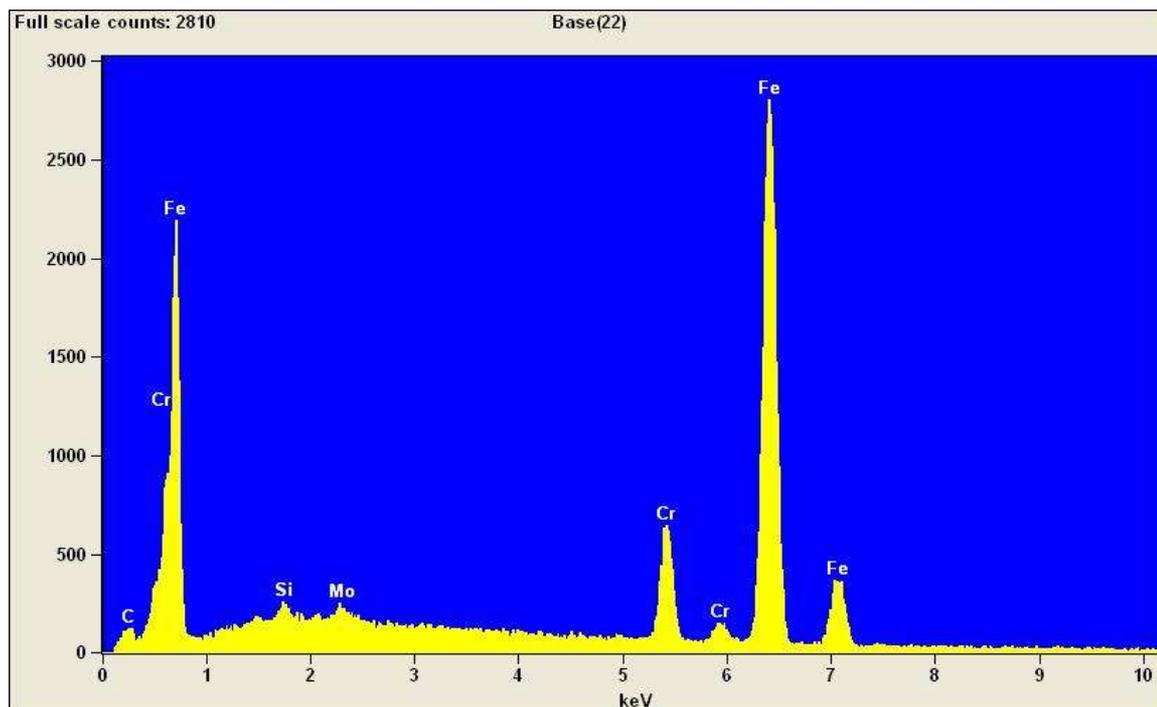


Figura 60. Espectro referente ao resultado da análise EDS *line scan*, ZF do 2º reparo da Figura 56.

As Figuras 61 e 62 exemplificam o aspecto microestrutural da ZTA central da junta reparada e da ZTA que não sofreu influência do reparo, respectivamente. Assim como nos resultados obtidos por MO (microscopia óptica) as zonas possuem aspectos distintos, além disso, a ZTA que não sofreu influência do reparo parece possuir densidade de “pontos brancos” maior e distribuição diferente. Esta afirmação apenas qualitativa pôde ser melhor visualizada na Figura 63, em que foram destacados os “pontos brancos” (prováveis carbonetos) do fundo cinza (matriz) através do *software* Fiji – ImageJ [Gomes, 2001].

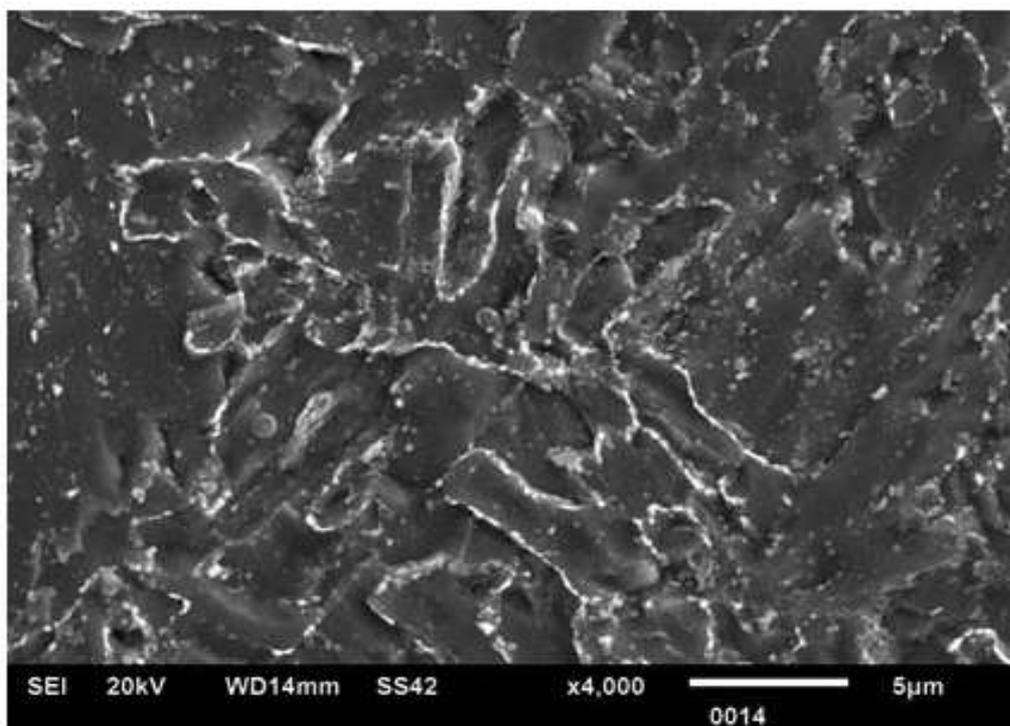


Figura 61. Aspecto microestrutural da ZTA central da junta reparada, amostra com duplo reparo, obtida por MEV operando no modo elétrons secundários, aumento de 4000x.

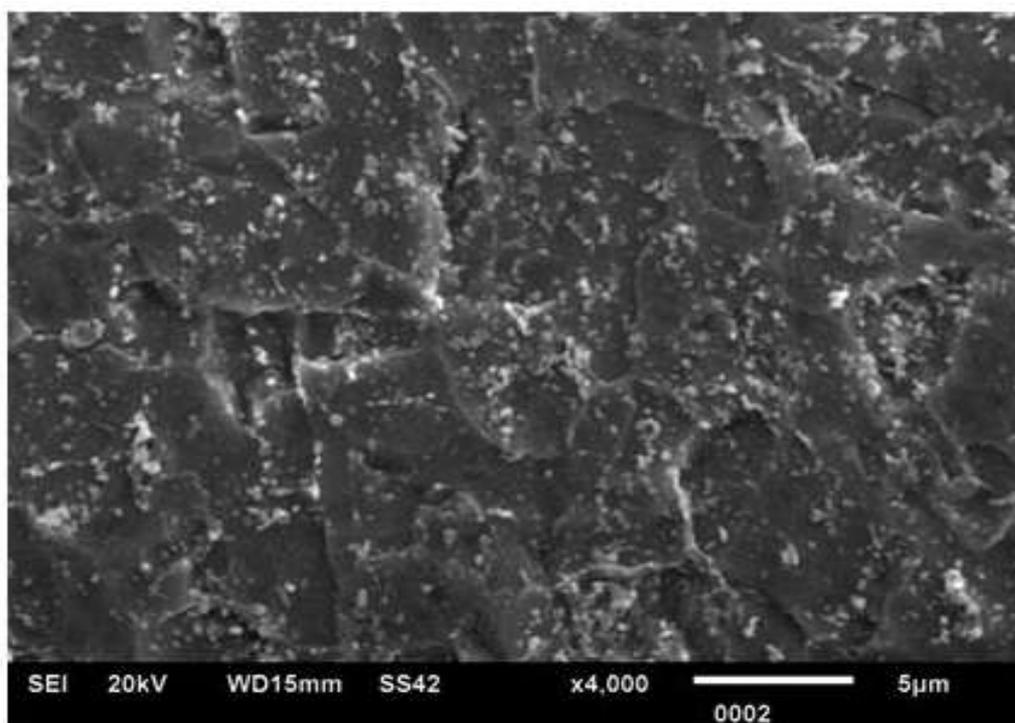


Figura 62. Aspecto microestrutural da ZTA que não sofreu influência do reparo, amostra com duplo reparo, obtida por MEV operando no modo elétrons secundários, aumento de 4000x.

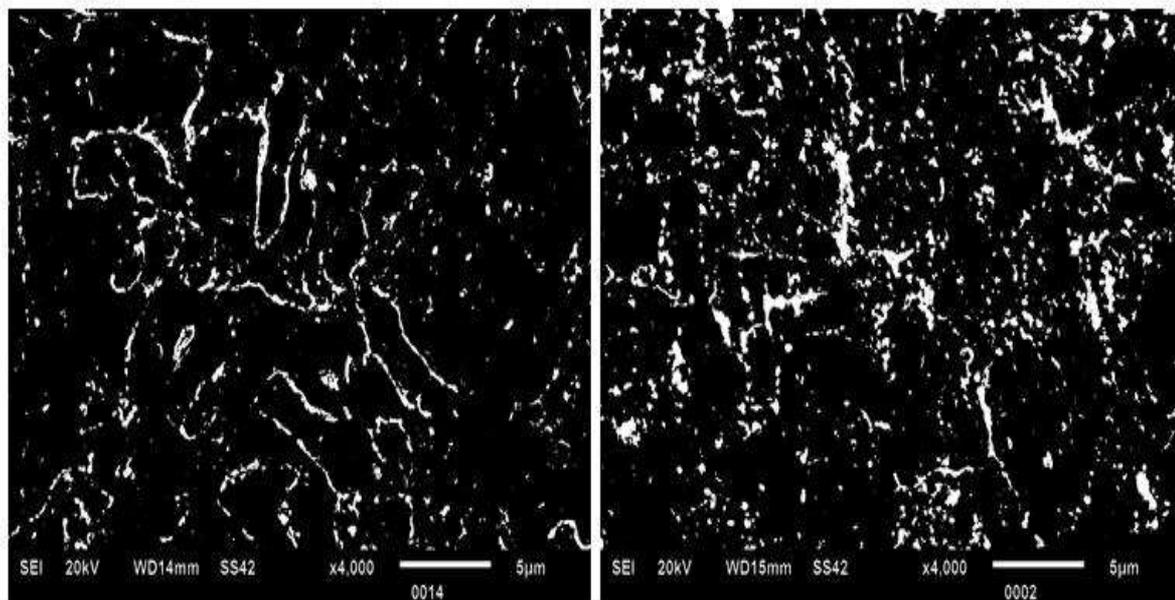


Figura 63. Imagens das Figuras 61 e 62 que foram submetidas ao processamento digital de imagens para mostrarem apenas os “pontos claros” ou carbonetos: observa-se uma diferença (análise qualitativa) da densidade de carbonetos na ZTA central da junta reparada, (esquerda) em comparação com a ZTA que não sofreu influência do reparo (direita).

A mesma comparação e procedimentos de processamento digital de imagens foram feitos para a Figura 64, entre as imagens da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB e a ZTA que não sofreu influência do reparo, e o resultado mostrou que as duas regiões apresentaram aspectos parecidos, e que a densidade de prováveis carbonetos parece ser semelhante (Figura 65).

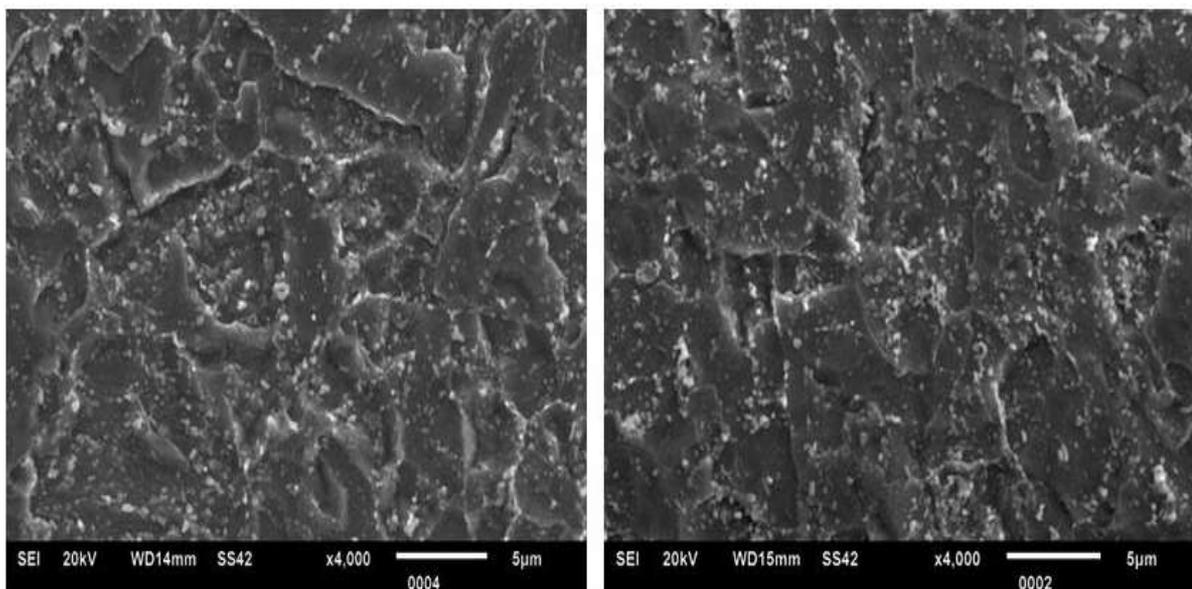


Figura 64. Aspecto microestrutural da ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB (esquerda) em comparação com a ZTA que não sofreu influência do reparo (direita), aumento de 4000x.

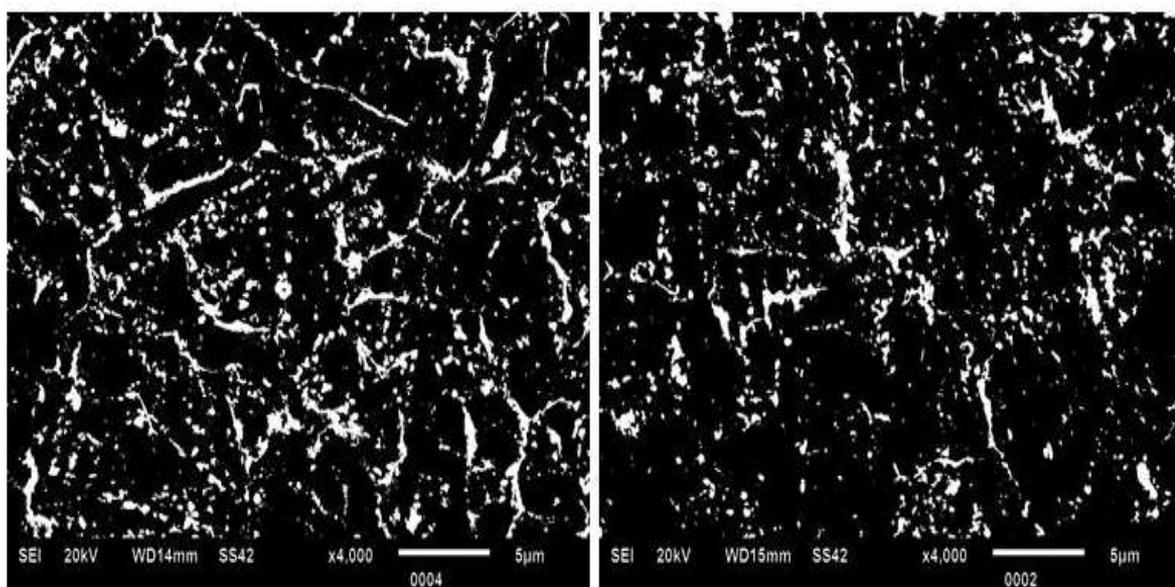


Figura 65. Densidades de carbonetos na ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB (esquerda) em comparação com a ZTA que não sofreu influência do reparo (direita).

Assim, constatou-se que diferença mais significativa ocorreu entre ZTA central ao metal de solda e ZTA que não sofreu influência do reparo (aquela entre MB e ZF do lado sem reparo).

As Figuras 66 e 67 são apresentadas para comparação dos aspectos das microestruturas nas regiões da raiz da ZF da amostra sem reparo e na raiz da ZF do 2º reparo (amostra com reparo), ambas soldadas por TIG. As Figuras 68 e 69

mostram as mesmas zonas, mas na região de enchimento soldada por Arame Tubular.

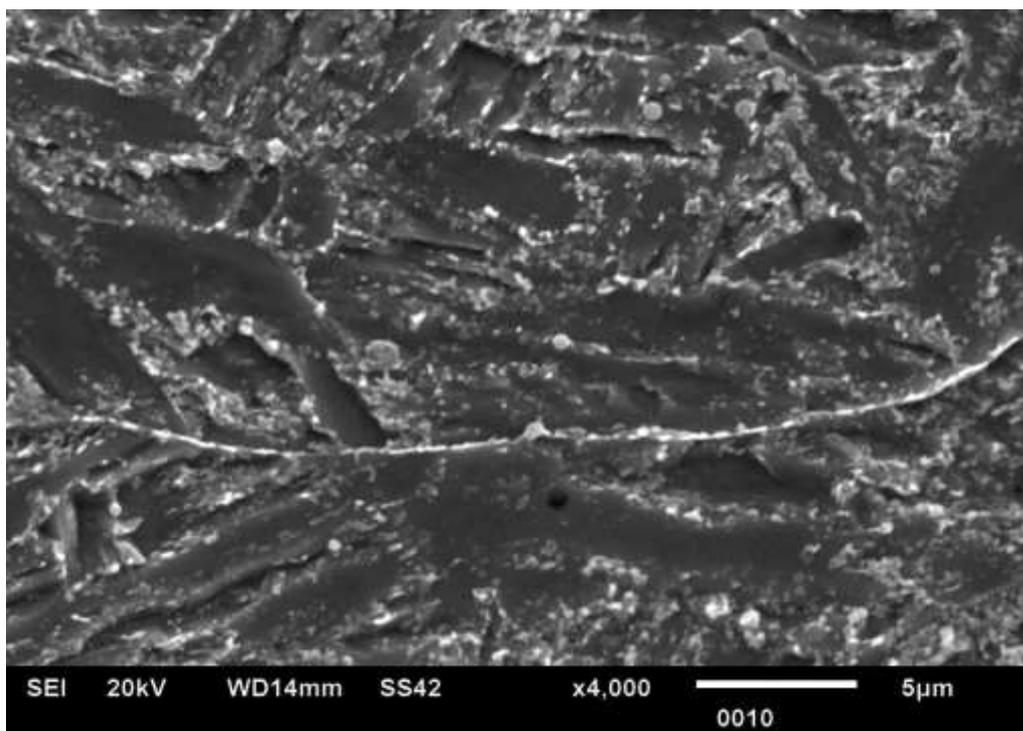


Figura 66. Raiz da ZF da amostra sem reparo soldada por TIG, aumento de 4000x.

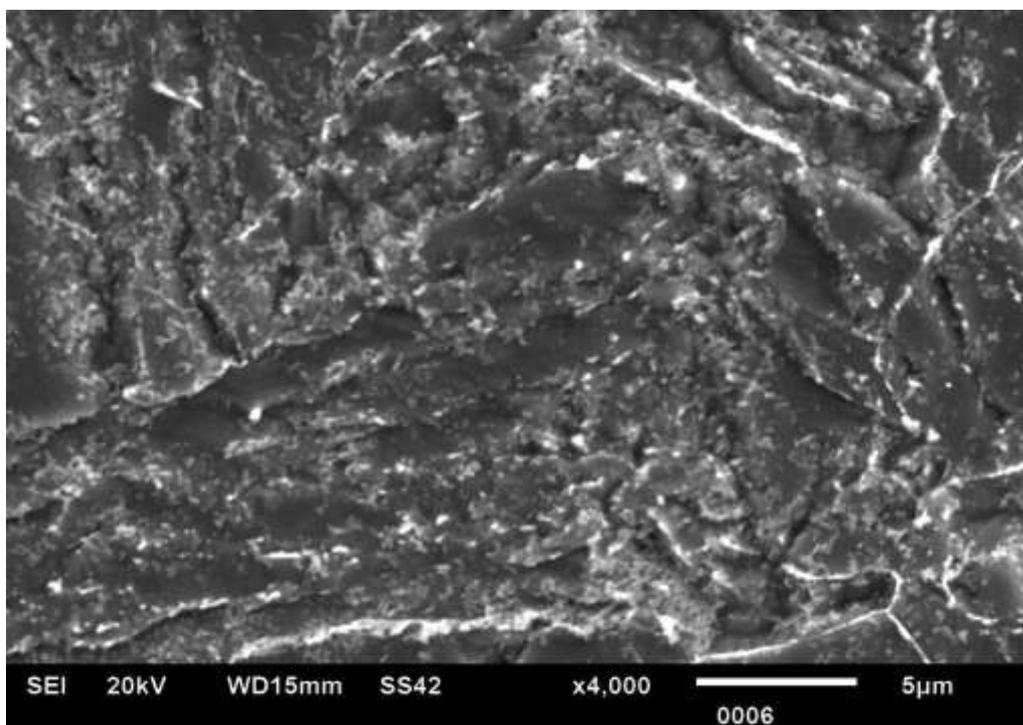


Figura 67. ZF do 2º reparo soldada por TIG, amostra com reparo, aumento de 4000x.

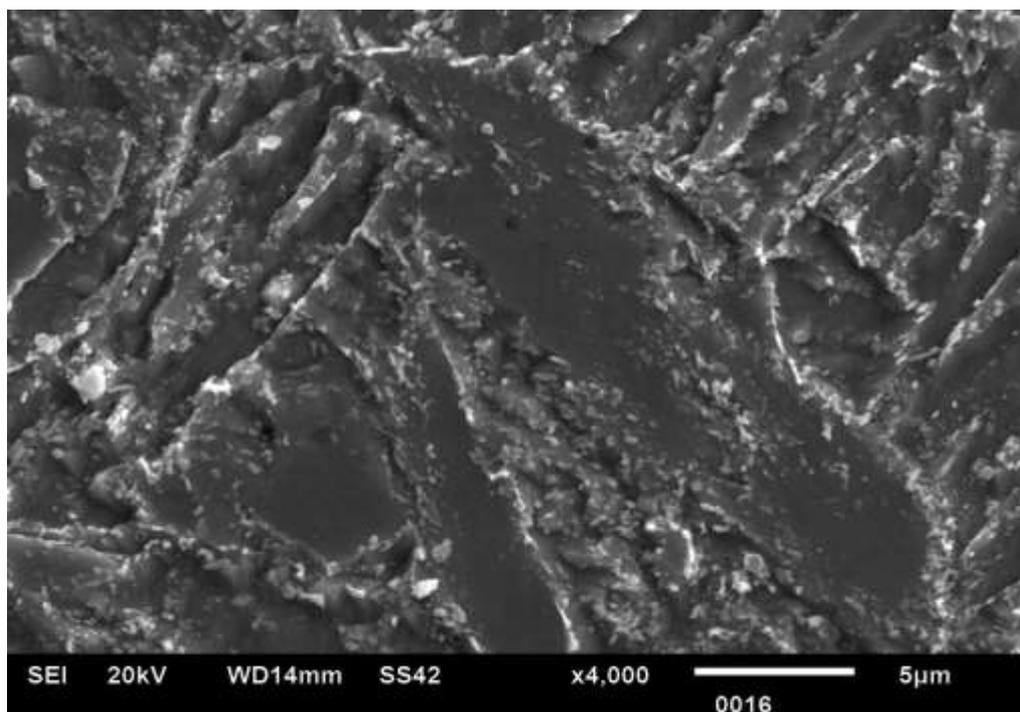


Figura 68. ZF da amostra sem reparo soldada por Arame Tubular, aumento de 4000x.

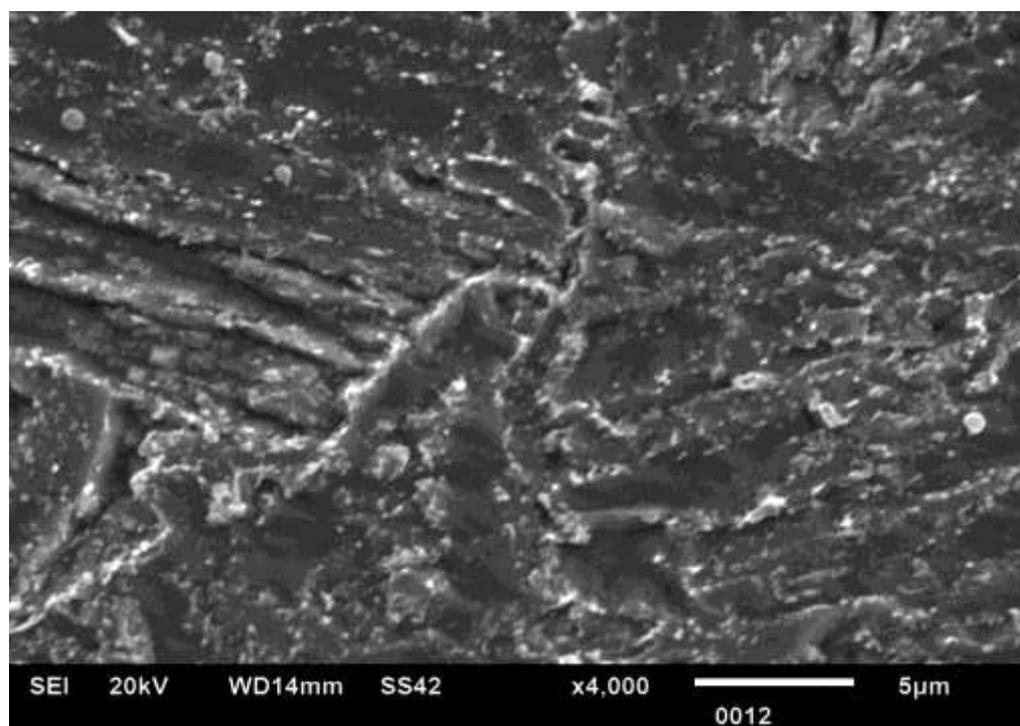


Figura 69. ZF do 2º reparo soldada por Arame Tubular, amostra com reparo, aumento de 4000x.

Portanto, não foi possível perceber grandes diferenças nas regiões ZF dos diferentes processos, nas amostras com e sem reparo.

Em todas as regiões analisadas das amostras com e sem duplo reparo foi possível perceber a presença de carbonetos. No entanto, na ZTA central da junta reparada e nas ZF's, a densidade de carbonetos foi menor do que em zonas mais distantes como ZTA / MB. Além disso, não foi possível perceber comparando-se as duas amostras, nenhuma tendência ao aumento do tamanho dos carbonetos causado pelo duplo reparo ou repetição do TTPS, somado a isto, não foi observada a presença de ferrita  $\delta$  nas imagens obtidas por MEV. Os grãos de ferrita  $\delta$  podem ser distinguidos da martensita revenida por serem "lisos" (sem placas ou subgrãos e nenhuma precipitação de carbonetos) [Ayala et al., 1999, Thomas et al., 2007].

### **3.3 - Ensaios Mecânicos**

#### **3.3.1 - Ensaio de Microdureza**

As Figuras de 70 até 75 apresentam os gráficos com os valores obtidos para microdureza Vickers ao longo da das linhas 1, 2 e 3 (conforme Figura 39) das amostras com e sem reparo.

As Figuras 70 e 71 mostram os resultados obtidos para linha 1 (raiz) nas duas condições. A amostra sem reparo obteve um valor médio de 221,96 HV (desvio padrão 16,69), mínimo de 192,50 HV e máximo de 249,05 HV; a amostra com reparo obteve um valor médio de 231,26HV (desvio padrão 18,65), mínimo de 192,23HV e máximo de 260,86 HV. Os valores mínimos aconteceram nas ZTA' s próximas ao metal de base. Este resultado já era esperado, pois esta região atinge temperaturas gradualmente menores, fazendo com que a dissolução dos precipitados seja menor [Bailey, 1994, Thomas et al., 2007].



Figura 70. Perfil de microdureza HV da amostra sem reparo na linha 1 (raiz).



Figura 71. Perfil de microdureza HV da amostra com reparo na linha 1 (raiz).

As Figuras 72 e 73 mostram os resultados obtidos para linha 2 (enchimento) nas duas condições. A amostra sem reparo obteve um valor médio de 239,17 HV (desvio padrão 24,56), mínimo de 189,87 HV e máximo de 281,58 HV; a amostra com reparo obteve um valor médio de 224,28 HV (desvio padrão 20,31), mínimo de 184,67 HV, e máximo de 274,85. O perfil da amostra com reparo se mostrou mais irregular, com oscilações ao longo da junta. Os valores mínimos nas duas amostras ocorreram na ZTA à esquerda. O valor máximo na amostra com reparo ocorreu na ZTA central da junta reparada que apresentou maior valor em relação à ZF do lado sem reparo. Os valores mais altos de dureza estão relacionados a um possível endurecimento por solução sólida, provocado pela dissolução parcial dos

precipitados durante o aquecimento a elevadas temperaturas durante os dois reparos [Bailey,1994, Thomas et al., 2007].

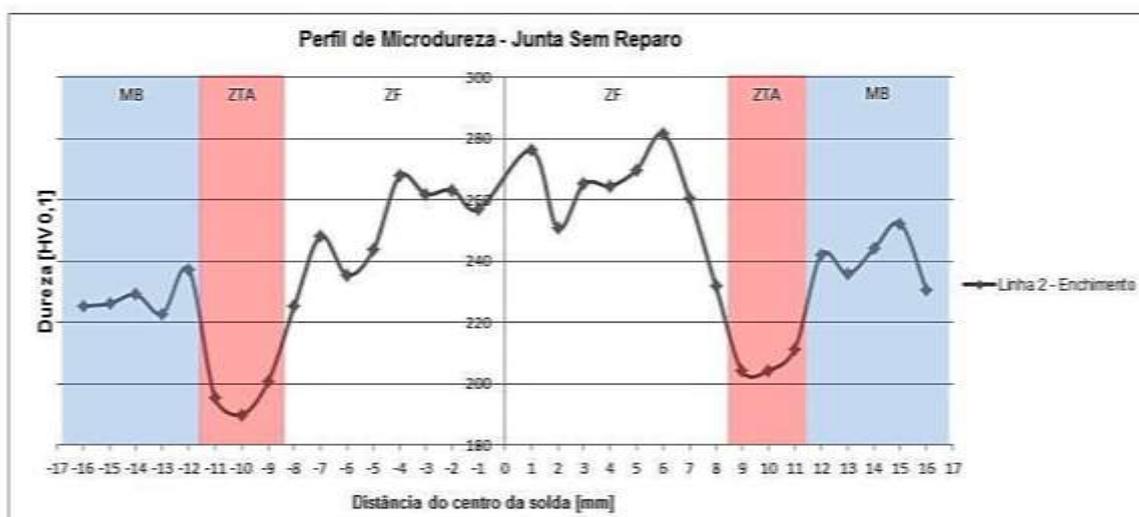


Figura 72. Perfil de microdureza HV da amostra sem reparo na linha 2 (enchimento).

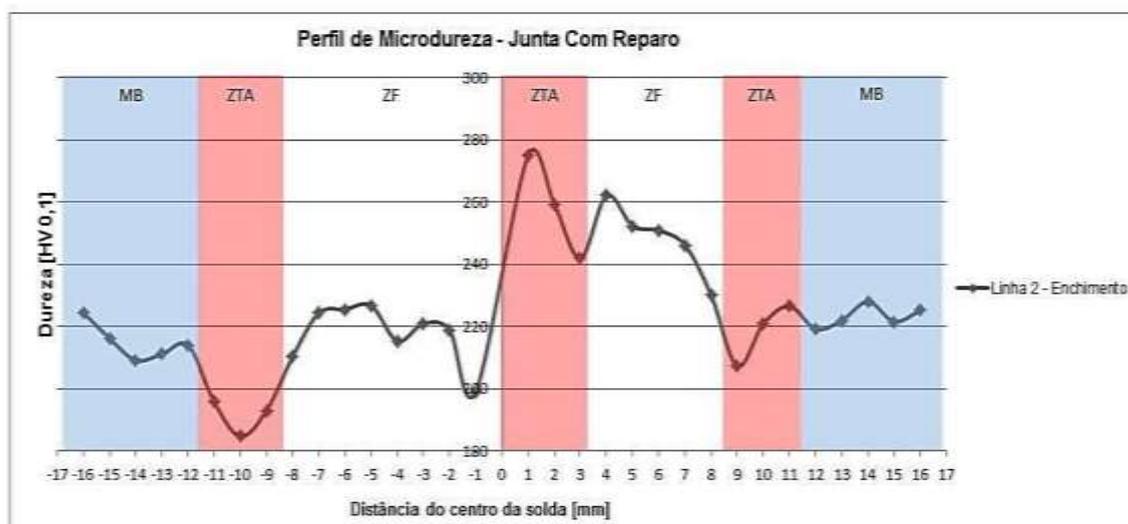


Figura 73. Perfil de microdureza HV da amostra com reparo na linha 2 (enchimento).

As Figuras 74 e 75 mostram os resultados obtidos para linha 3 (reforço) nas duas condições. A amostra sem reparo obteve um valor médio de 238,90 HV (desvio padrão 18,22), mínimo de 200,98 HV e máximo de 278,72 HV; a amostra com reparo obteve um valor médio de 233,28 HV (desvio padrão 20,31), mínimo de 187,04 HV, e máximo de 256,42. Os dois perfis se mostram relativamente uniformes, sem muitas oscilações ao longo da junta. Assim como na linha 2, os valores

mínimos nas duas amostras também ocorreram na ZTA à esquerda da junta. Os valores máximos nas duas amostras ocorreram entre 2 e 4 mm, indicando que o reparo não provocou grandes alterações na dureza nesta região.



Figura 74. Perfil de microdureza HV da amostra sem reparo na linha 3 (reforço).

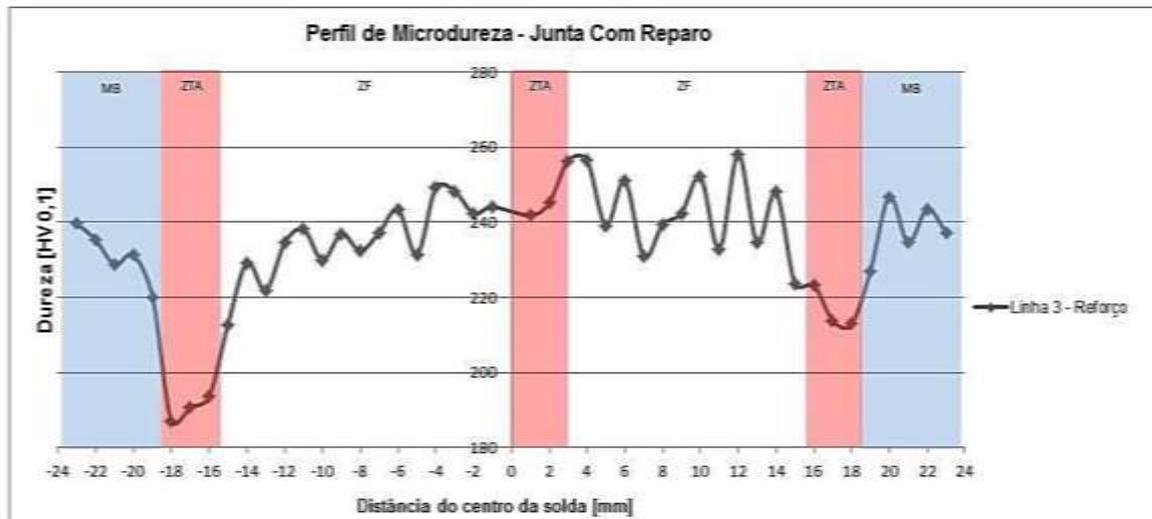


Figura 75. Perfil de microdureza HV da amostra com reparo na linha 3 (reforço).

A média ao longo de cada linha não é o parâmetro mais adequado para avaliar se houve ou não alguma tendência ao aumento da dureza nas amostras com e sem reparo. Para avaliar melhor comparação entre amostras foram calculados os valores médios de dureza em cada zona, estes valores estão expostos nas Tabelas 7 e 8.

Rocha (2012) observou que a sobreposição de cinco tratamentos térmicos pós-soldagem a 760°C com duração de uma hora em juntas do aço P91 tende a causar leve diminuição nos valores médios de dureza, porém, esta redução não é muito significativa. A Tabela 8 mostra os resultados de dureza Vickers (HV5) obtidos por Rocha (2012) após a sobreposição dos cinco tratamentos térmicos pós-soldagem. Os resultados foram obtidos da ZF e da ZTA de uma junta soldada do aço P91 por Eletrodo Revestido [Rocha, 2012].

Tabela 8. Resultados de dureza Vickers (HV5) após a sobreposição de cinco tratamentos térmicos pós-soldagem [Rocha, 2012].

|                | ZF     |        |       | ZTA    |        |       |
|----------------|--------|--------|-------|--------|--------|-------|
|                | Máximo | Mínimo | Média | Máximo | Mínimo | Média |
| <b>1º TTPS</b> | 274    | 268    | 272   | 259    | 209    | 222   |
| <b>2º TTPS</b> | 270    | 239    | 257   | 247    | 206    | 222   |
| <b>3º TTPS</b> | 271    | 241    | 250   | 248    | 207    | 221   |
| <b>4º TTPS</b> | 265    | 233    | 249   | 247    | 207    | 220   |
| <b>5º TTPS</b> | 274    | 233    | 249   | 241    | 203    | 218   |

Analisando as Tabelas 9 e 10 pode-se observar que, de modo geral, as zonas que não sofreram influência das operações de reparo (somente a reaplicação do TTPS) tenderam a uma pequena redução nos valores de dureza, em contrapartida, algumas zonas que sofreram influência do reparo (ZTA central da junta reparada e ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB) apresentaram um leve aumento pelo fato de terem sido reexpostas a altas temperaturas durante as operações de reparo.

Tabela 9. Valores médios nas zonas da junta sem reparo.

|                | MB     | ZTA    | ZF     |
|----------------|--------|--------|--------|
| <b>Linha 1</b> | 227,12 | 201,16 | 234,18 |
| <b>Linha 2</b> | 234,54 | 200,91 | 256,41 |
| <b>Linha 3</b> | 228,82 | 210,66 | 247,91 |

Tabela 10. Valores médios nas zonas da junta com reparo.

|                | MB     | ZTA que não sofreu influência do reparo | ZF do lado sem reparo | ZTA central da junta reparada | ZF do 2º reparo | ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB |
|----------------|--------|---|-----------------------|-------------------------------|-----------------|------------------------------------|
| <b>Linha 1</b> | 226,83 | 199,53                                  | 249,91                | 245,20                        | -               | 245,20                             |
| <b>Linha 2</b> | 219,05 | 191,1                                   | 217,61                | 258,71                        | 248,28          | 218,21                             |
| <b>Linha 3</b> | 234,44 | 190,39                                  | 235,45                | 247,87                        | 242,40          | 216,69                             |

A especificação do microdurômetro diz que é preciso considerar um erro percentual de 10% nas medidas, logo os valores dureza estiveram relativamente dentro do previsto pela bibliografia (200 a 295HV) [Newell, 2001]. Além disso, alguns autores propõem valores mínimos aceitáveis iguais ou superiores a 190 HV [Natesan, 2006; Rocha, 2012]

### 3.3.2 - Ensaio de Impacto

Como já mencionado no Capítulo 2 (Materiais e Métodos), os ensaios de impacto foram solicitados pela empresa UTC Engenharia S.A. e realizados nos laboratórios da empresa DMCJ Inspeções Ltda., os resultados foram cedidos para este trabalho e estão expostos nas Tabelas 11 e 12.

A norma de qualificação de ensaios em tubos soldados para uso em alta temperatura e pressão ASME B31.1, especifica que o valor para considerar o metal suficientemente tenaz após extração de corpos de prova na orientação transversal em tubos do aço P91 é 27J de média, a cada três ensaios, ou mínimo de 20J por ensaio. A ASTM A335 especifica um valor mínimo de 35 J para o metal de base [ASTM A335, 2006; ASME B31.1, 2008].

Tabela 11. Resultado dos ensaios de impacto na junta sem reparo (Anexo C).

| Regiões    | Valores de energia absorvida (J) |                   |                   |        |
|------------|----------------------------------|-------------------|-------------------|--------|
|            | 1º corpo de prova                | 2º corpo de prova | 3º corpo de prova | Média  |
| <b>MB</b>  | 191,85                           | 171,14            | 174,15            | 179,04 |
| <b>ZF</b>  | 24,86                            | 19,27             | 21,36             | 21,83  |
| <b>ZTA</b> | 179,84                           | 210,32            | 177,68            | 198,28 |

Tabela 12. Resultado dos ensaios de impacto na junta com reparo (Anexo C).

| Regiões                                       | Valores de energia absorvida (J) |                   |                   |        |
|---|----------------------------------|-------------------|-------------------|--------|
|   | 1º corpo de prova                | 2º corpo de prova | 3º corpo de prova | Média  |
| <b>2 - ZF do lado sem reparo</b>              | 21,36                            | 28,07             | 45,34             | 31,59  |
| <b>3 - ZTA central da junta reparada</b>      | 42,62                            | 47,63             | 21,55             | 37,27  |
| <b>4 - ZF do 2º reparo</b>                    | 15,06                            | 26,86             | 18,91             | 20,28  |
| <b>5 - ZTA entre a ZF do 2º reparo e o MB</b> | 180,65                           | 179,29            | 187,08            | 182,34 |

Os valores registrados na zona de fusão da amostra sem reparo e os valores na ZF do 2º reparo estiveram abaixo dos valores mínimos exigidos pela norma ASME B31.1. Contudo, de acordo com Newell (2001), o processo Arame Tubular produz valores de energia absorvida menores na ZF do que os processos Eletrodo Revestido e Arco Submerso, além disso, várias empresas estabelecem especificações internas que consideram valores médios entre 20 e 50J como satisfatórios [Newell, 2001; Zhang et al., 2001]. Outro fator que pode ter influenciado nos valores da energia absorvida foi a proporção do gás de proteção CO<sub>2</sub> utilizada na soldagem, também segundo Newell (2001) proporções maiores deste gás irão normalmente aumentar a quantidade de oxigênio no metal de solda e, conseqüentemente, reduzir a resistência ao impacto na junta [ASME B31.1, 2008; Newell, 2001].

Os valores obtidos na ZTA central da junta reparada foram maiores do que na ZF do 2º reparo e na ZF do lado sem reparo o que corrobora a análise microestrutural feita, já que, em geral, grãos menores tendem a ter maior resistência ao impacto [Newell, 2001; Zhang, 2001].

A Figura 76 mostra aspecto dos corpos de prova retirados da junta com reparo após os ensaios. Os corpos de prova das zonas que obtiveram menores valores de energia absorvida romperam completamente.



Figura 76. Aspecto dos corpos de prova retirados da junta com reparo após os ensaios de impacto.

Embora o aço P91 seja utilizado para fabricação de componentes que operam a temperaturas entre 500 e 600°C, existem situações em que a junta soldada precisa apresentar valores mínimos de resistência ao impacto à temperatura ambiente, ocasiões onde os componentes são solicitados ou pressurizados durante a construção, teste hidrostático ou inicialização dos equipamentos.

Os baixos valores de energia absorvida na ZF do 2º reparo mostram que a soldagem do aço P91 por Arame Tubular precisa ser mais bem avaliada, sobretudo em operações de reparo. O resultado obtido no primeiro ensaio na ZF do 2º reparo apresentou um valor considerado baixo, o que torna muito difícil prever se a junta falhará ou não em operação. Com exceção desta zona, todas as outras zonas avaliadas das juntas com e sem reparo apresentaram valores de energia absorvida dentro das especificações das normas ASME B1.1 e ASTM A335 [ASTM A335,

2006; ASME B31.1, 2008]. Aumentos sensíveis no tempo de exposição ao TTPS (de 15 a 30 minutos) podem contribuir de forma significativa para a elevação da resistência ao impacto na zona reparada. Contudo, este procedimento precisa ser bem estudado para que não haja redução excessiva da dureza ao longo da junta [Newell, 2001].

As diferenças significativas entre os valores de tenacidade à fratura mostram que existem diferenças microestruturais também significativas para esta propriedade e, embora os valores atendam a normas específicas, tais diferenças devem ser minimizadas para melhor resposta em uso do material soldado.

### 3.3.3 - Ensaio de Tração

Com o objetivo de verificar o limite de resistência da junta com e sem reparo o duplo reparo, foram realizados ensaios de tração a temperatura ambiente. Os ensaios foram solicitados pela empresa UTC Engenharia S.A. e realizados nos laboratórios da empresa DMCJ Inspeções Ltda., os resultados foram cedidos para este trabalho. As Figuras 77 e 78 mostram os gráficos de tração obtidos nos ensaios para as juntas com e sem o duplo reparo.

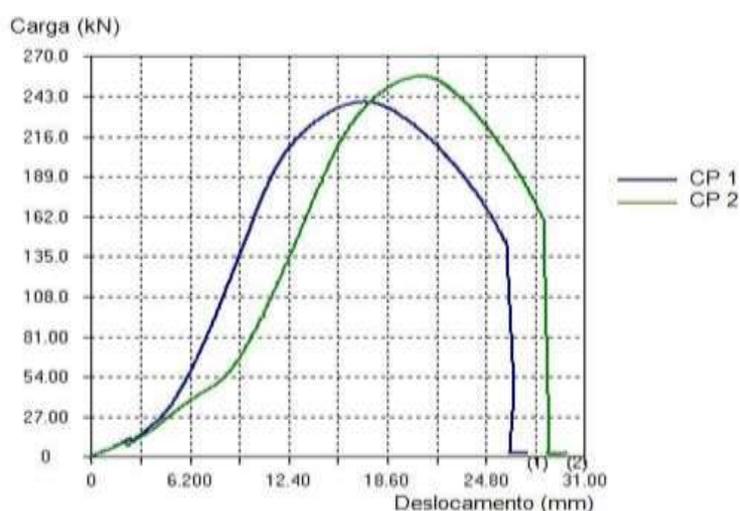


Figura 77. Gráfico do ensaio de tração da junta sem reparo.

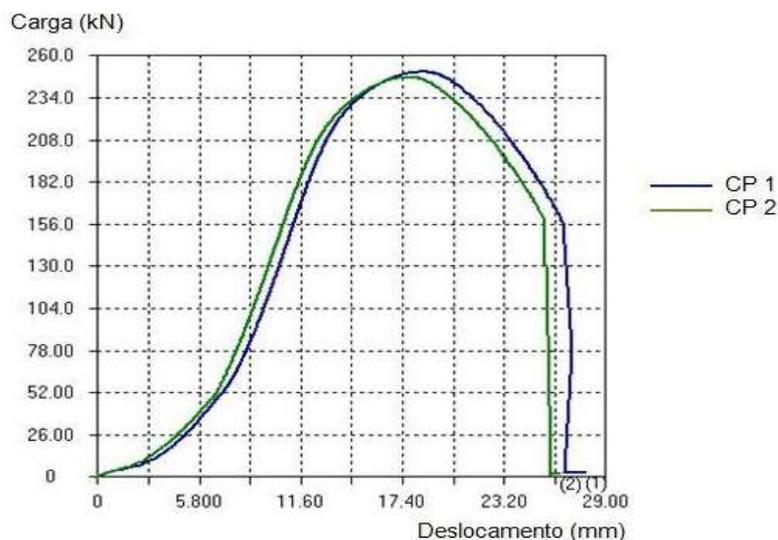


Figura 78. Gráfico do ensaio de tração da junta com reparo.

Os resultados dos ensaios estão expostos na Tabela 13. Todos estão de acordo com a ASTM A335 que determina valores de resistência à tração entre 585 a 760 MPa [ASTM A335, 2006].

Segundo Newell (2001), para que haja ductilidade satisfatória para juntas soldadas deste material, os valores percentuais de redução de área precisam estar entre 50 e 70%. Todos os corpos de prova estiveram dentro do intervalo [Newell, 2001].

Tabela 13. Resultados dos ensaios de tração (Anexo C).

| Corpos de prova  | Carga Máxima (kN) | Limite de Resistência à Tração (MPa) | Redução de Área (%) |
|------------------|-------------------|--------------------------------------|---------------------|
| CP1 - Sem reparo | 239,927           | 670                                  | 60,4                |
| CP2 - Sem reparo | 256,147           | 735                                  | 53,7                |
| CP1 - Com reparo | 249,753           | 735                                  | 52,6                |
| CP2 - Com reparo | 247,247           | 715                                  | 59,7                |

A Figura 79 mostra os corpos de prova fraturados, em todos os ensaios houve ruptura no metal de base.



Figura 79. Corpos de prova de tração fraturados.

Assim, pode-se dizer que a junta reparada resistiu bem a esforços de tração à temperatura ambiente. Não houve tendência perceptível de aumento ou diminuição dos valores de resistência de tração antes e após o reparo.

## 4 - CONCLUSÃO

Após a análise das amostras através das técnicas de microscopia e dos ensaios mecânicos pôde-se chegar as seguintes conclusões:

A análise macroestrutural confirmou a formação de uma nova ZTA no centro da junta após operação dos reparos, dando a ela um aspecto heterogêneo.

Os aspectos microestruturais observados por MO mostraram que a ZTA central da junta reparada apresentou uma pequena tendência à formação de grãos menores do que na ZF do 2º reparo, além disso, a região apresentou grãos colunares que não são característicos de uma ZTA comum.

Os aspectos microestruturais observados por MEV não relataram diferenças nas regiões das ZF's dos processos TIG e Arame Tubular, nas amostras com e sem reparo. Em todas as regiões analisadas foi possível perceber a presença de carbonetos. No entanto, na ZTA central da junta reparada e nas ZF's, a densidade de carbonetos foi menor do que em zonas mais distantes do centro da junta como ZTA / MB. Também não foi possível perceber, comparando-se as duas amostras, nenhuma tendência ao aumento do tamanho dos carbonetos causado pelo duplo reparo ou repetição do TTPS. Somado a isto, não foi observada a presença de ferrita  $\delta$  nas imagens obtidas por MO e MEV.

A análise química semiquantitativa por EDS não identificou variação significativa nos elementos presentes na junta com duplo reparo, no entanto, não foi detectada a presença do Manganês e do Nitrogênio nas análises. A ausência do Nitrogênio contribui para que o aço forme menos carbonetos e carbonitretos do tipo MX e, conseqüentemente, possua menor resistência à fluência sob temperaturas de serviço. Já a ausência do Manganês aumenta susceptibilidade à formação de ferrita  $\delta$ , que reduz a resistência à fluência do material.

Os perfis de microdureza traçados tanto na junta sem reparo quanto na junta reparada apresentaram algumas oscilações entre as zonas constituintes, apesar disso, não houve redução ou aumento excessivo nos valores de dureza e eles estiveram dentro do previsto pelas normas e bibliografia.

Os ensaios de impacto revelaram baixos valores de energia absorvida na ZF do 2º reparo o que sugere melhor avaliação do TTPS quando a soldagem por Arame Tubular quando for utilizada para operações de reparo. Contudo, com exceção da

ZF do 2º reparo, todas as outras zonas avaliadas das juntas com e sem reparo apresentaram valores de energia absorvida dentro das especificações das normas ASME B1.1 (2008) e ASTM A335 (2006).

De forma geral, percebeu-se que a operação de reparo tendeu a diminuir a dureza e aumentar os valores de energia absorvida em zonas que não sofreram reparo, ao mesmo tempo, apresentou valores mais baixos de energia absorvida e mais altos de dureza na zona reparada.

Os ensaios de tração não evidenciaram tendência de aumento ou diminuição dos valores de resistência de tração e redução de área antes e após o reparo.

Tendo como preocupação o desenvolvimento do tema abordado neste trabalho, algumas propostas para trabalhos futuros são sugeridas:

Avaliar, através de análise microestrutural, ensaios de impacto e dureza, a possibilidade de redução da quantidade do gás CO<sub>2</sub> nas operações de reparo;

Avaliar as consequências do aumento do tempo de exposição do TTPS nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da junta na operação de reparo;

Fazer um estudo da microestrutura da junta reparada após longos períodos de utilização, bem como ensaios de fluência e de tração a quente;

Avaliar as tensões residuais logo após o processo de reparo e após longos períodos de utilização;

Avaliar e comparar a resistência à corrosão entre a junta sem reparo e com duplo reparo.

## REFERÊNCIAS

ABNT ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, NM ISO 6507-1, Materiais metálicos - Ensaio de dureza Vickers Parte 1: Método de ensaio, ed. Associação Brasileira de Normas Técnicas, Brasil, 2008;

ALBERT, S. K.; MATSUI, M.; WATANABE, T.; HONGO, H.; KUBO, K.; TABUCHI, M. Variation in the Type IV cracking behaviour of a high Cr steel weld with post weld heat treatment. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 80, 405-413, 2003;

ASM American Society for Metals, Metals Handbook Volume 9 Metallography and Microstructure, ed. American Society for Metals, USA, 1989;

ASME AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, B31.1: Power Piping, American National Standard Institute, EUA, 2008;

ASME AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, IX: Qualification Standard for Welding, Brazing, and Fusing Procedures; Welders; Brazers; and Welding, Brazing, and Fusing Operators, ASME Boiler and Pressure Vessel Code, EUA, 2013;

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. A335/A335M – 11: Standard Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service, ASTM International, USA, 2006;

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL. E 23: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, vol. 14, USA, 2007;

AYALA, E.; ROMAN, M.; VEGA, J.; GOMEZ, X.; GENEZ-ACEBO, T.; ECHBERRIA, J. Delta ferrite formation in 9-12% chromium steel weldments, In: Viswanathan, R. and Nutting, J., eds. *Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation*, London, The Institute of Materials, 633-643, 1999;

AWS AMERICAN WELDING SOCIETY, A5.28/A5.28M: *Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding*, USA, 2005;

AWS AMERICAN WELDING SOCIETY, A5.29/A5.29M: *Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding*, American Welding Society, USA, 2005;

BAILEY, N. *Weldability of Ferritic Steels*. Cambridge: Abington Publishing, Inglaterra, 1994;

BÉRES, L., BALOGH, A., IRMER, W., KIRK, C. S. Behavior of welded joints of creep-resistant steels at service temperature. *Welding Research*. AWS (American Welding Society) *Welding Journal*. Flórida, EUA, 2003;

BERGQUIST, E. L. Consumables and welding modified 9Cr-1Mo steel. *Svetsaren*, 54(1-2), 22-25, 1999;

BRACARENSE, A.Q. *Processo de soldagem com Arame Tubular – FCAW*, Universidade Federal de Minas Gerais, Grupo de Robótica, Soldagem e Simulação. Belo Horizonte, 2005;

BRETT, S. J. Cracking experience in steam pipework welds in national power. *VGB Conf. on Materials and Welding Technology in Power Plants*. Essen, Germany, 1994;

CARDOSO, D. C. *Comportamento e mecanismos de falha à fluência em aços P91 e juntas soldadas*. 2009. 115 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto Superior de Engenharia de Lisboa, Lisboa, Portugal, 2009;

CUNHA, B. R. M. Soldabilidade da nova geração de aços ferríticos Cr-W resistentes a altas temperaturas. 2006. 101 f. Dissertação (Mestrado em ciências em engenharia metalúrgica e de materiais) – Universidade do Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2006;

EVANS, H. E. Mechanisms of Creep Fracture, Elsevier Applied Science Publishers, London and New York, 1984;

EVANS R.W.; WILSHIRE, B. Creep of Metals and Alloys, The Institute of Metals, 1985;

FERREIRA, D. C. F. Efeitos de diferentes tratamentos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço 9CrMoWVNb. 2010. 69 f. Projeto de Graduação (Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2010;

FORTES, C. Metalurgia da soldagem, ESAB, Brasil, 2004;

FRANCIS, J. A.; MAZUR, W.; BHADESHIA, H. Estimation of type IV cracking tendency in power plant steels, ISIJ International, 44, 1966-1968, 2004;

GAFFARD, V. Experimental study and modelling of high temperature creep flow and damage behaviour of 9Cr1Mo-NbV steel weldments. Paris: Ecole des Mines de Paris, 2004;

GIESEKE, B.; BRINKMAN, C.; AND MAZIASZ, P. 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, 1993;

GOMES, O.F. M. Processamento e análise de imagens aplicados à caracterização automática de materiais. 2001. 138 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) , Departamento de Ciência de Materiais e Metalurgia PUC-RJ, Rio de Janeiro, 2001;

GOSWAMI, P. 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 (ASM International), 2010;

HAARMANN, K.; VAILLANT, J. C.; VANDENBERGHE, B.; BENDICK, W.; ARBAB, A. The T91/P91 Book, Vallourec & Mannesmann Tubes, 2002;

HAGEN, I. V.; BENDICK, W. Creep resistant ferritic steels for power plants. Proceedings of the International Symposium on Niobium 2001, Orlando, USA, pp.753 – 776, 2002;

HELIS, L.; TODA, Y.; HARA, T. et al. Effect of cobalt on the microstructure of tempered martensitic 9Cr steel for ultra-supercritical power plants, Materials Science and Engineering A510–511, 88–94, 2009

HILKES, J.; GROSS, V. Welding CrMo steels for power generation and petrochemical applications. Past, Present & future. Böhler Schweißtechnik Deutschland GmbH, 2009;

HONGO, H.; TABUCHI, M.; WATANABE, T. Type IV Damage behavior in gr.91 steel welded joints. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2011;

ISSLER, S.; KLENK, A.; SHIBLI, A. A.; WILLIAMS, J. A. Weld repair of ferritic welded materials for high temperature application. International Materials Reviews, 49, 299-324, 2004;

KLUEH, R. L. Elevated temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors. International Materials Reviews, 50, 287-310, 2005;

KOU, S. Welding Metallurgy, 2<sup>o</sup> ed., John Wiley & Sons, New Jersey, USA, 2003;

LISBOA, M. B. Nova geração de aços ferríticos Fe-Cr-W(V) – Análise da evolução microestrutural e comportamento mecânico sob condições de fluência. 2007. 206 f. Tese (Doutorado em ciências em engenharia metalúrgica e de materiais) – Universidade do Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil, 2007;

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q. Soldagem: Fundamentos e Tecnologia. 1a. ed., Belo Horizonte: UFMG, 2005;

MANNHEIMER, W.A. Microscopia dos Materiais. Uma Introdução, 1<sup>o</sup>ed., Epapers, Rio de Janeiro, 2002;

MARUYAMA, K.; SAWADA, K.; KOIKE, J. Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel. IS/J International, vol. 41, pp. 641-643, 2001;

MASUYAMA, F. New developments in steels for power generation boilers. In: Viswanathan, R. and Nutting, J., eds. Advanced Heat Resistant Steel for Power Generation. London, IOM Communications Ltd, 33-48, 1999;

MAYR, P. 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, 2007;

NATESAN, K.; MAJUMDAR, S.; SHANKAR, P. S.; SHAH, V. N. Preliminary materials selection issues for the next generation nuclear plant reactor pressure vessel, Technical Report, Argonne National Laboratory, 2006;

NEWELL, W. F. Jr. Guideline for welding P(T)91 materials, EPRI, Palo Alto, CA: 1006590, 2001;

OLIVEIRA, T. P. Estudo da soldagem dissimilar entre aços ASTM P91 e DIN 14MOV6.3 para componentes sujeitos a fluência. 2010. 125 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina, Brasil, 2010;

ROCHA, A. M. C. Estudo do tratamento térmico de juntas soldadas em aço X10CrMoVNb9-1. 2012. 60 f. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade do Porto, Porto, Portugal, 2012;

SANTELLA, M. L.; BABU, S. S.; SWINDEMAN, R. W.; SPECHT, E. D.; ICE, G. E.; ZSCHACK, P. Austenite to Martensite Phase Transformation in 9 Cr 1 Mo Steel Weld Metal. Oak Ridge National Laboratory. EUA, 2002;

SHACKELFORD, J. F. An Introduction to Materials Science for Engineers, 7 ed., Pearson Prentice Hall, New Jersey, USA, 2008;

SHIBLI, I. A. Performance of P91 thick section welds under steady and cycling loading Conditions. OMMI, Vol. 1, Issue 3, 2002;

SPIGARELLI, S.; QUADRINI, E. Analysis of the creep behaviour of modified P91(9Cr-1Mo-NbV) welds. Materials & Design, 23, 547-552, 2002;

TANAKA, Y. Production of creep-resistant steels for turbines, In: Abe, F.; Kern, T.U.; Viswanathan, R., Creep-Resistant Steels, Cap. 5, Woodhead Publishing, 2008;

THOMAS, V. P.; SAROJA, S.; HARIHARAN, P.; RAJADURAI, A.; VIJAYALAKSHMI, M. Identification of microstructural zones and thermal cycles in a weldment of modified 9Cr-1Mo steel. Journal of Materials Science, vol.42, 2007;

VISWANATHAN, R.; BAKKER, W.T. Materials for Boilers in Supercritical Power Plants, In: Proceedings of 2000 International Joint Power Generation Conference, pp. 1-22, Miami Beach, 2000;

WATANABE, T. Creep damage evaluation of 9Cr-1Mo-V-Nb steel welded joints showing Type IV fracture, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Volume 83, Issue 1, (2006);

WU, R.; SANDSTROM, R.; SEITISLEAM, F. Influence of extra coarse grains on the creep properties of 9 percent CrMoV (P91) steel weldment, Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the ASME, 126, 87-94, 2004;

YAMAZAKY, M.; WATANABE, T.; HONGO, H.; TABUCHI, M. Creep rupture properties of welded joints of heat resistant steels, j. of Power Energy Systems Vol. 2 n° 4, 2008;

ZHANG, Y. Changes in microstructure and mechanical properties of P91 weld metal during creep [tese]. The University of Nottingham, Reino Unido, 2009;

ZHANG, Z.; MARSHALL, A.W. and HOLLOWAY, G. B. Flux Cored Arc Welding: The high productivity welding process for P91 steels, Metrode Products, Ltd, 2001.

## ANEXOS

## ANEXO A - Certificação do Material e dos Consumíveis

| SCHULZ  |                  | CERTIFICADO DE TESTE DE MATERIAL  |                  | Schulz América Latina<br>Schulz CD<br>Quality Assurance<br>Garantia de Qualidade                       |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
|---|------------------|---|------------------|--|---------------------------|-------------------------|-------------------------------------|---------------------------|-------------------------|--------------------------------|-----------|-------------|-------------------|-------------|------------|---------------------|---|----------|--------------------|----|-----------|----------|------|-----------|-----------|-----|-------|-----|------------|----------|------------|------|-----|----------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--|--|--|
|   |                  | Inspection Certificate 3.1 / Certificado de Inspeção 3.1<br>acc. to / conf. DIN EN 10-204 / ISO 10474   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| CONSORCIO TUC CONSTRUCOES<br>EST OLINDINA PREZADO FERREIRA, S/N-AREAS DE TERRA 2 DISTRIT<br>ITABORAÍ<br>RJ<br>24800000<br>BRASIL  |                  | <table border="1"> <tr><td>Page</td><td>Página</td><td>1 / 2</td></tr> <tr><td>Date</td><td>Data</td><td>08/08/12</td></tr> <tr><td>Certificate</td><td>Certificado</td><td>00038088</td></tr> <tr><td>Revision</td><td>Revisão</td><td>0</td></tr> <tr><td>Our Order</td><td>Nossa Ord.</td><td>W00305</td></tr> <tr><td>Our Item</td><td>Nosso Item</td><td>01</td></tr> <tr><td>Your P.O.</td><td>Seu P.O.</td><td></td></tr> <tr><td>Your Item</td><td>Seu Item</td><td>01</td></tr> <tr><td>TAG</td><td>TAG</td><td></td></tr> <tr><td>Our Ref.</td><td>Nossa Ref.</td><td>Luxo</td></tr> </table> | Page             | Página   | 1 / 2                     | Date                    | Data                                | 08/08/12                  | Certificate             | Certificado                    | 00038088  | Revision    | Revisão           | 0           | Our Order  | Nossa Ord.          | W00305  | Our Item | Nosso Item         | 01 | Your P.O. | Seu P.O. |      | Your Item | Seu Item  | 01  | TAG   | TAG |            | Our Ref. | Nossa Ref. | Luxo |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Page  | Página           | 1 / 2   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Date  | Data             | 08/08/12  |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Certificate   | Certificado      | 00038088  |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Revision  | Revisão          | 0   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Our Order   | Nossa Ord.       | W00305  |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Our Item  | Nosso Item       | 01  |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Your P.O.   | Seu P.O.         |   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Your Item   | Seu Item         | 01  |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| TAG   | TAG              |   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Our Ref.  | Nossa Ref.       | Luxo  |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| <b>Component / Produto</b><br><table border="1"> <tr><td>Description:</td><td>Descrição:</td><td>TUBO A335 P91 S/C 160 6"</td></tr> <tr><td>Material Grade:</td><td>Tipo Material:</td><td>P 91</td></tr> <tr><td>Class:</td><td>Classe:</td><td>SMLS</td></tr> <tr><td>Quantity:</td><td>Quantidade:</td><td>19.38 M</td></tr> <tr><td>Dimensions:</td><td>Dimensões:</td><td>6" SCH 160 16,24 mm</td></tr> </table>   |                  | Description:  | Descrição:       | TUBO A335 P91 S/C 160 6"   | Material Grade:           | Tipo Material:          | P 91                                | Class:                    | Classe:                 | SMLS                           | Quantity: | Quantidade: | 19.38 M           | Dimensions: | Dimensões: | 6" SCH 160 16,24 mm | <table border="1"> <tr><td colspan="2">Marking / Marcação</td></tr> <tr><td>PMI</td><td></td></tr> <tr><td>A335</td><td></td></tr> <tr><td>P 91-SMLS</td><td></td></tr> <tr><td>46170</td><td></td></tr> <tr><td>6" SCH 160</td><td></td></tr> <tr><td>Brasil</td><td></td></tr> </table> |          | Marking / Marcação |    | PMI       |          | A335 |           | P 91-SMLS |     | 46170 |     | 6" SCH 160 |          | Brasil     |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Description:  | Descrição:       | TUBO A335 P91 S/C 160 6"  |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Material Grade:   | Tipo Material:   | P 91  |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Class:  | Classe:          | SMLS  |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Quantity:   | Quantidade:      | 19.38 M   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Dimensions:   | Dimensões:       | 6" SCH 160 16,24 mm   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Marking / Marcação  |                  |   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| PMI   |                  |   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| A335  |                  |   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| P 91-SMLS   |                  |   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| 46170   |                  |   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| 6" SCH 160  |                  |   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Brasil  |                  |   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| <b>Requirements / Especificações do Produto</b><br><table border="1"> <tr><td>Base Material:</td><td>Material Base:</td><td>ASTMA335 / ASME SA335</td></tr> <tr><td>Produto form:</td><td>Produto:</td><td>ASTMA335 - 10<br/>ASME B 36.10M - 00</td></tr> <tr><td>Welding bevel:</td><td>Extremidade:</td><td>ASME B 16.25 - 07</td></tr> </table>  |                  | Base Material:  | Material Base:   | ASTMA335 / ASME SA335  | Produto form:             | Produto:                | ASTMA335 - 10<br>ASME B 36.10M - 00 | Welding bevel:            | Extremidade:            | ASME B 16.25 - 07              |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Base Material:  | Material Base:   | ASTMA335 / ASME SA335   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Produto form:   | Produto:         | ASTMA335 - 10<br>ASME B 36.10M - 00   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Welding bevel:  | Extremidade:     | ASME B 16.25 - 07   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| <b>Heat Treatment / Tratamento Térmico</b><br>Normalizado a 1070°C por 67 min. e resfriado em ar / Revenido a 770°C por 180 min. e resfriado em ar ✓  |                  |   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| <b>Chemical Composition / Composição Química</b><br><table border="1"> <tr><td colspan="2">Melting Process / Tipo de Fundição:</td><td colspan="14">EAF / AOD</td></tr> <tr><td>Heat</td><td></td><td>C</td><td>Si%</td><td>Mn%</td><td>P %</td><td>S %</td><td>Cr%</td><td>Ni%</td><td>Mo%</td><td>Cu%</td><td>Al%</td><td>N %</td><td>Ti%</td><td>V %</td><td>As%</td></tr> <tr><td>Condição</td><td>46170</td><td>0.108</td><td>0.330</td><td>0.530</td><td>0.013</td><td>0.002</td><td>8.560</td><td>0.300</td><td>0.570</td><td>0.100</td><td>0.012</td><td>0.053</td><td>0.003</td><td>0.221</td><td>0.006</td></tr> </table> |                  | Melting Process / Tipo de Fundição:   |                  | EAF / AOD  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   | Heat     |                    | C  | Si%       | Mn%      | P %  | S %       | Cr%       | Ni% | Mo%   | Cu% | Al%        | N %      | Ti%        | V %  | As% | Condição | 46170 | 0.108 | 0.330 | 0.530 | 0.013 | 0.002 | 8.560 | 0.300 | 0.570 | 0.100 | 0.012 | 0.053 | 0.003 | 0.221 | 0.006 |  |  |  |
| Melting Process / Tipo de Fundição:   |                  | EAF / AOD   |                  |  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Heat  |                  | C   | Si%              | Mn%  | P %                       | S %                     | Cr%                                 | Ni%                       | Mo%                     | Cu%                            | Al%       | N %         | Ti%               | V %         | As%        |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| Condição  | 46170            | 0.108   | 0.330            | 0.530  | 0.013                     | 0.002                   | 8.560                               | 0.300                     | 0.570                   | 0.100                          | 0.012     | 0.053       | 0.003             | 0.221       | 0.006      |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| <b>Mechanical Properties / Propriedades Mecânicas</b><br><b>Tensile Test / Ensaio Mecânico</b><br><table border="1"> <tr> <th rowspan="2">LE (MPa) YIELD</th> <th rowspan="2">LY (MPa) TENSILE</th> <th rowspan="2">ALONG (%)</th> <th rowspan="2">ESTRICCÃO (%)<br/>RED. AR.</th> <th rowspan="2">DUREZA (HR)<br/>HARDNESS</th> <th colspan="4">IMPACT TEST / TESTE DE IMPACTO</th> </tr> <tr> <th>CP</th> <th>TEMP.</th> <th>INERCIANÉRCIA (J)</th> <th>AVG/MÉD</th> </tr> <tr> <td>630</td> <td>720</td> <td>21 -</td> <td>NA</td> <td>204</td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> </table>                           |                  | LE (MPa) YIELD  | LY (MPa) TENSILE | ALONG (%)  | ESTRICCÃO (%)<br>RED. AR. | DUREZA (HR)<br>HARDNESS | IMPACT TEST / TESTE DE IMPACTO      |                           |                         |                                | CP        | TEMP.       | INERCIANÉRCIA (J) | AVG/MÉD     | 630        | 720                 | 21 -  | NA       | 204                |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| LE (MPa) YIELD  | LY (MPa) TENSILE |   |                  |  |                           |                         | ALONG (%)                           | ESTRICCÃO (%)<br>RED. AR. | DUREZA (HR)<br>HARDNESS | IMPACT TEST / TESTE DE IMPACTO |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
|   |                  | CP  | TEMP.            | INERCIANÉRCIA (J)  | AVG/MÉD                   |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| 630   | 720              | 21 -  | NA               | 204  |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
|   |                  |   |                  | Guilherme Chagas de Souza<br>Eng. de Metal. - CREA 111565/RS-RJ<br>Inspeção de Soldagem 102 - CCR 0215 |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |
| NBR ISO 9001:2008<br>SCHULZ AMERICA LATINA IMP. EXP. LTDA<br>AV. RIO BRANCO, 123  |                  | CNPJ: 09010240000505<br>INSCRIÇÃO ESTADUAL: 76063300<br>CENTRO - RIO DE JANEIRO   |                  | BRASIL - CEP 20040005<br>TELEFONE: 002132999300 / FAX: 002132999303                                    |                           |                         |                                     |                           |                         |                                |           |             |                   |             |            |                     |   |          |                    |    |           |          |      |           |           |     |       |     |            |          |            |      |     |          |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |       |  |  |  |



LINCOLN ELECTRIC DO  
BRASIL

Indústria e Comércio Ltda.  
Av. Papa João Paulo I, 1818  
CEP 07170-350 - Cumbica - Guarulhos  
SP - Brasil  
Fone: 55 11 2431- 4732 - Fax: 55 11 2432- 3164

CERTIFICADO DE QUALIDADE  
ARAME TUBULAR

(Conforme ASME II PARTE C SFA-5.01 ED. 2010 Addenda 2011)

Marca do Arame: Supercore F91 ✓  
Lote nº: U2FC142353 ✓  
Classificação: E91T1-B9 C/M ✓  
ASME: ASME II Part C: SFA-5.29 Ed. 2010 Add. 2011: E91T1-B9 C/M ✓  
AWS A5.36M: E91T1-C1/M21 PZ-B91 ✓  
EN: ISO 17634B: T69T1-1C/M-9C1MV ✓

Data de Emissão: 14/05/2014 ✓  
Dimensão (mm): 1,2mm ✓  
AWS: A5.29M ✓

1) Análise Química - EN 10204: 3.1 ✓

|                  | C ✓   | Mn ✓ | Si ✓  | S ✓   | P ✓   | Cr ✓  | Ni ✓ | Mo ✓      | Nb ✓   |
|------------------|-------|------|-------|-------|-------|-------|------|-----------|--------|
| (Metal de Solda) | 0,084 | 0,60 | 0,33  | 0,010 | 0,018 | 8,86  | 0,48 | 1,00      | 0,04   |
|                  | Cu ✓  | V ✓  | Al ✓  | As ✓  | Sn ✓  | Sb ✓  | N ✓  | Ni + Mn ✓ | X-fac  |
| (Metal de Solda) | 0,06  | 0,21 | 0,006 | 0,001 | 0,007 | 0,003 | 0,05 | 1,08 ✓    | 21,0 ✓ |

2) Ensaio Mecânicos - EM 10204: 2.2 ✓

| Ensaio de Tração - Condição: |       | PWHT (2.0h@760°C) |
|------------------------------|-------|-------------------|
| Resistência                  | (MPa) | 790 ✓             |
| Escoamento                   | (MPa) | 660 ✓             |
| Alongamento A4               | (%)   | 20 ✓              |
| Alongamento A5               | (%)   | 18 ✓              |
| Alongamento Z                | (%)   | 55 ✓              |

Ensaio de Impacto ✓

|      |       |      |
|------|-------|------|
| 20°C | (J) ✓ | 28 ✓ |
|------|-------|------|

Atende ao Padrão Radiográfico AWS 5.29. ✓  
Atende aos testes de filetes AWS 5.29, fig. 4 ✓

Emitido por:  
Thiago Silva

CONSÓRCIO TUC CONSTRUÇÕES  
ANÁLISE DE CERTIFICADO  
Atende as requisitos do(a): AWS 5.29 / 2011

Gutemberg Chagas de Souza  
Engº de Solda - CREA 167884/D-RJ  
Inspetor de Soldagem N2 - CR 0275

Este produto é fabricado e fornecido de acordo com o programa de Sistema de Gestão da Qualidade da METRODE PRODUCT LIMITED de acordo com o sistema de Qualidade ISO 9001


**LINCOLN ELECTRIC DO BRASIL**

Indústria e Comércio Ltda.  
Av. Papa João Paulo I, 1818  
CEP 07170-350 - Cumbica - Guarulhos  
SP - Brasil  
Fone: 55 11 2431- 4732 - Fax: 55 11 2432- 3164

**CERTIFICADO DE QUALIDADE  
VARETA TIG**

(Conforme ASME II PARTE C SFA-5.01 ED. 2010 Addenda 2011)

Marca da Vareta: 9CrMoV-N ✓  
 Lote nº: U2TG13008 ✓  
 Classificação: ER90S-B9 ✓  
 ASME: ASME II Part C: SFA-5.28 Ed. 2010 Add. 2011: ER90S-B9 ✓  
 EN: ISO 21952-A: W CRMO91 ✓  
 Data de Emissão: 02/08/2013 ✓  
 Dimensão (mm): 3,2mm ✓  
 AWS: A5.28M ✓

**1) Análise Química - EN 10204: 3.1**

|                  | C ✓   | Mn ✓ | Si ✓ | S ✓   | P ✓   | Cr ✓ | Ni ✓ | Mo ✓ | Nb   |
|------------------|-------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|
| (Metal de Solda) | 0,123 | 0,75 | 0,24 | 0,004 | 0,007 | 8,90 | 0,44 | 0,95 | 0,06 |

|                  | Cu ✓ | V ✓  | Al ✓  | As    | Sn    | Sb    | N    | X-fac | Ni+Mn | Mn/S  |
|------------------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|-------|-------|-------|
| (Metal de Solda) | 0,05 | 0,20 | 0,001 | 0,003 | 0,004 | 0,002 | 0,04 | 9,9   | 1,19  | 187,5 |

$$N + Nb = 0,04 + 0,06 = 0,1$$

**2) Ensaio Mecânico - EM 10204: 2.2**

| Ensaio de Tração - Condição: |       | PWHT  |
|------------------------------|-------|-------|
| Resistência                  | (MPa) | 780 ✓ |
| Escoamento                   | (MPa) | 675 ✓ |
| Alongamento A4               | (%)   | 22 ✓  |
| Alongamento A5               | (%)   | 19 ✓  |
| Alongamento Z                | (%)   | 70 ✓  |

**Ensaio de Impacto**

|        |     |       |
|--------|-----|-------|
| 20°C ✓ | (J) | 220 ✓ |
|--------|-----|-------|

Atende ao Padrão Radiográfico AWS 5.28. ✓

 Emitido por:  
Karine Zaccari

**CONSÓRCIO TUC CONSTRUÇÕES  
ANÁLISE DE CERTIFICADO**

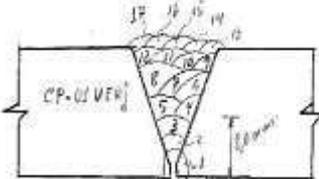
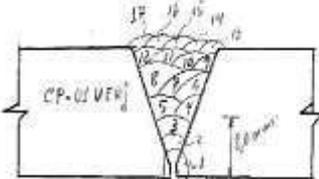
Atende as requisitos do(a): AWS 5.28 / AWS

Gutemberg Chagas de Souza  
 Engenheiro de Soldagem N2 - CR 0275  
 Inspeção de Soldagem N2 - CR 0275

Este produto é fabricado e fornecido de acordo com o programa de Sistema de Gestão da Qualidade da LINCOLN ELECTRIC DO BRASIL LIMITED de acordo com o sistema de Qualidade ISO 9001

## ANEXO B - Registros de Acompanhamento de Soldagem

## Primeira Soldagem

|    | R.A.S.<br>REGISTRO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM |                     | Nº CP 01 URSU    |                                       |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |    |    |
|---|--|---------------------|------------------|---------------------------------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|----|----|
|   | REV: 0   |                     | DATA: 05/04/2014 |                                       |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |    |    |
| CP: CP 01   | EPS: 001-02-3080-095-52-0648                     | RQPS: 05-T04-15E-01 |                  | FOLHA: 01                             |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |    |    |
| ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM  |  |                     |                  |                                       |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |    |    |
| Tol. de Base: ASTM A 335 Gr P91   |  | Diâmetro (mm): 4"   |                  | Espessura Material de Base (mm): 30mm |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |    |    |
| Espessuras por Processo: GTAW: 8mm / FCAW: 12mm   |  |                     |                  |                                       |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |    |    |
| Id. Símbolo do Soldador: MARCOS VINÍCIOS SILVA PINHO Símbolo: 200   |  |                     |                  |                                       |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |    |    |
| <div style="display: flex; justify-content: space-around;"> <div style="text-align: center;"> <p>CRISOLINA JUNTA</p>  </div> <div style="text-align: center;"> <p>CRISOLINA DE SEQUÊNCIA DE PASSOS</p>  </div> </div> |  |                     |                  |                                       |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |    |    |
| PASSOS NÚMERO:  |  |                     |                  |                                       |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |    |    |
|   | 1  | 2                   | 3                | 4                                     | 5          | 6          | 7          | 8          | 9          | 10         | 11         | 12         | 13         | 14         | 15         | 16         | 17         | 18 | 19 |
| Camada  | 1  | 2                   | 3                | 4                                     | 4          | 5          | 5          | 5          | 6          | 6          | 6          | 6          | 7          | 7          | 7          | 7          | 7          |    |    |
| Processo  | GTAW   | GTAW                | GTAW             | FCAW                                  | FCAW       | FCAW       | FCAW       | FCAW       | FCAW       | FCAW       | FCAW       | FCAW       | FCAW       | FCAW       | FCAW       | FCAW       | FCAW       |    |    |
| Classificação   | E80C83   | E80C83              | E80C83           | E1T1B8MCH4                            | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 | E1T1B8MCH4 |    |    |
| Fabricante  | METROX   | METROX              | METROX           | METROX                                | METROX     | METROX     | METROX     | METROX     | METROX     | METROX     | METROX     | METROX     | METROX     | METROX     | METROX     | METROX     | METROX     |    |    |
| φ (mm)  | 3,2  | 3,3                 | 3,4              | 3,2                                   | 3,2        | 3,2        | 3,2        | 3,2        | 3,2        | 3,2        | 3,2        | 3,2        | 3,2        | 3,2        | 3,2        | 3,2        | 3,2        |    |    |
| STD (mm)  | -  | -                   | -                | 16,00                                 | 16,00      | 16,00      | 16,00      | 16,00      | 16,00      | 16,00      | 16,00      | 16,00      | 16,00      | 16,00      | 16,00      | 16,00      | 16,00      |    |    |
| Posição   | 06   | 06                  | 06               | 06                                    | 06         | 06         | 06         | 06         | 06         | 06         | 06         | 06         | 06         | 06         | 06         | 06         | 06         |    |    |
| Progressão  | ASC.   | ASC.                | ASC.             | ASC.                                  | ASC.       | ASC.       | ASC.       | ASC.       | ASC.       | ASC.       | ASC.       | ASC.       | ASC.       | ASC.       | ASC.       | ASC.       | ASC.       |    |    |
| Tensão (V)  | 13,90  | 13,90               | 13,90            | 23,00                                 | 23,00      | 23,00      | 23,00      | 23,00      | 23,00      | 23,00      | 23,00      | 23,00      | 23,00      | 23,00      | 23,00      | 23,00      | 23,00      |    |    |
| Amperagem (A)   | 110,0  | 149,0               | 149,0            | 172,0                                 | 172,0      | 172,0      | 168,0      | 168,0      | 168,0      | 168,0      | 168,0      | 168,0      | 168,0      | 168,0      | 164,0      | 164,0      | 164,0      |    |    |
| WFS (in/min)  | -  | -                   | -                | 300,0                                 | 300,0      | 300,0      | 300,0      | 300,0      | 300,0      | 300,0      | 300,0      | 300,0      | 300,0      | 290,0      | 290,0      | 290,0      | 290,0      |    |    |
| Veloc. solda (cm/min)   | 4,53   | 9,11                | 9,11             | 21,34                                 | 19,94      | 23,34      | 23,33      | 15,79      | 23,46      | 23,57      | 18,20      | 17,40      | 25,45      | 24,42      | 26,44      | 22,47      | 21,17      |    |    |
| T <sub>z</sub> (min)  | 18,56  | 5,25                | 5,91             | 1,75                                  | 2,40       | 2,05       | 2,00       | 3,03       | 2,04       | 2,03       | 2,03       | 2,75       | 1,98       | 1,96       | 1,81       | 2,13       | 2,26       |    |    |
| IT  |  |                     |                  |                                       |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |    |    |
| Tipo  | ARG.   | ARG.                | ARG.             | ARG+CO2                               | ARG+CO2    | ARG+CO2    | ARG+CO2    | ARG+CO2    | ARG+CO2    | ARG+CO2    | ARG+CO2    | ARG+CO2    | ARG+CO2    | ARG+CO2    | ARG+CO2    | ARG+CO2    | ARG+CO2    |    |    |
| N   | 99,98%   | 99,98%              | 99,98%           | 80+20                                 | 80+20      | 80+20      | 80+20      | 80+20      | 80+20      | 80+20      | 80+20      | 80+20      | 80+20      | 80+20      | 80+20      | 80+20      | 80+20      |    |    |
| Vazão (l/min)   | 12,0   | 12,0                | 12,0             | 14,0                                  | 14,0       | 14,0       | 14,0       | 14,0       | 14,0       | 14,0       | 14,0       | 14,0       | 14,0       | 14,0       | 14,0       | 14,0       | 14,0       |    |    |
| Tipo  | ARG.   | ARG.                | ARG.             | -                                     | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          |    |    |
| N   | 99,98%   | 99,98%              | 99,98%           | -                                     | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          |    |    |
| Vazão (l/min)   | 13,0   | 13,0                | 13,0             | -                                     | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          | -          |    |    |
| Espessura de camada (mm)  | 4,00   | 2,00                | 2,00             | 2,00                                  | 2,00       | 4,00       | 4,00       | 4,00       | 5,00       | 5,00       | 5,00       | 5,00       | 3,00       | 3,00       | 3,00       | 3,00       | 3,00       |    |    |
| Largura do cordão (mm)  | 7,00   | 11,00               | 12,00            | 11,00                                 | 14,00      | 13,00      | 10,00      | 14,00      | 10,00      | 10,00      | 10,00      | 12,00      | 13,00      | 12,00      | 12,00      | 12,00      | 11,00      |    |    |
| Interpasse  | -  | 282,00              | 285,00           | 268,00                                | 284,00     | 295,00     | 289,00     | 263,00     | 253,00     | 256,00     | 288,00     | 286,00     | 275,00     | 284,00     | 292,00     | 306,00     | 312,00     |    |    |
| Pré-aquec.  | 280,00   |                     |                  |                                       |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |            |    |    |
| Heat Input (kJ/cm)  | 26,25  | 13,63               | 15,35            | 10,19                                 | 13,98      | 11,94      | 11,38      | 17,23      | 11,60      | 11,55      | 14,96      | 15,04      | 10,44      | 10,88      | 10,05      | 11,83      | 12,55      |    |    |





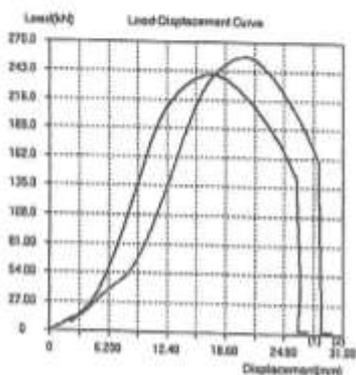




DMCJ Inspeções e Ensaio de Materiais Ltda. - CNPJ: 06.319.231/0001-49  
 Avenida Cassirio de Melo, 1405 - Senador Vasconcelos, Rio de Janeiro/RJ. Cep: 23085-110  
 E-mail: laboratorio@dmcj.com.br - Sugestões e Reclamações: sac@dmcj.com.br

### RESULTADO DE ENSAIOS

Ensaio: 002431 Data: 3/4/2014 Hora: 09:58  
 Identificação: OS DM 196-14  
 Cliente: CONSORCIO TUC CONSTRUÇÕES  
 Norma: ABNT 881.3 - 2010 / ASME IX - 2010 / N-3303 / N-1331  
 Condições Ambientais (°C): 23 Umidade Relativa: 50%



RESULTADO(S) DE ENSAIOS DE TRACÃO

| Amostra Nº    | Força Máxima | Limite de Resistência | Limite de Escoamento | Carga Limite de Escoramento | Alongamento | Redução de Área | Área transversal | Dimensões Amostra LeI | Comprimento |
|---------------|--------------|-----------------------|----------------------|-----------------------------|-------------|-----------------|------------------|-----------------------|-------------|
|               | N            | MPa                   | MPa                  | N                           | %           | %               | mm²              | mm                    |             |
| T1            | 239927.00    | 670                   | ***                  | ***                         | ***         | ***             | 358.10           | 19.79*18.15           | ***         |
| T2            | 256147.50    | 735                   | ***                  | ***                         | ***         | ***             | 348.50           | 19.21*18.14           | ***         |
| Máximo        | 256147.5     | 730                   |                      |                             |             |                 | 368.1            |                       |             |
| Mínimo        | 239927       | 670                   |                      |                             |             |                 | 348.5            |                       |             |
| Média         | 248037.25    | 702.5                 |                      |                             |             |                 | 355.3            |                       |             |
| Desvio Padrão | 11468.62564  | 45.96194078           |                      |                             |             |                 | 6.780225000      |                       |             |

Informações de Ensaio:  
 CP 01R  
 PROCESSO: GTAW / FCAW  
 POSIÇÃO: 6G  
 MATERIAL: ASTM A 335 Gr.9H1  
 RUPTURA NO METAL DE BASE

Presente(s):  
 DIEGO TEIXEIRA PEDRO - UERJ  
 GUTTENBERG CHAGAS - INZ

Guttenberg Chagas de Souza  
 Engº de Segurança - 1570540-RJ  
 Inspetor de Segurança - CR 0275

Renan dos Santos de Oliveira

Técnicas Mecânicas  
 DOCUMENTO SEM EFITO LEGAL - ANUÁRIO RELATÓRIO FINAL

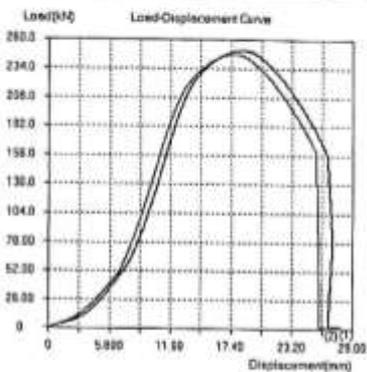




DMCJ Inspeções e Ensaios de Materiais Ltda. - CNPJ: 06.319.231/0001-49  
 Avenida Cesário de Melo, 1465 - Senador Vasconcelos, Rio de Janeiro/RJ. Cep: 23085-110  
 E-mail: laboratorio@dmcj.com.br - Sugestões e Reclamações: sac@dmcj.com.br

### RESULTADO DE ENSAIOS

Ensaio: 002494      Data: 7/7/2014      Hora: 09:56  
 Identificação: OS DM 454-14  
 Cliente: CONSORCIO TUC CONSTRUÇÕES  
 Norma: ASME B31.3 / ASME IX  
 Condições Ambientais °C: 21      Unidade Relativa: 90%



#### RESULTADO(S) DE ENSAIOS(S) DE TRACÇÃO

| Amostra Nº    | Força Máxima | Límite de Resistência | Límite de escoamento | Carga Limite de Escoamento | Alongamento | Redução de Área | Área Transversal | Dimensões Amostra Lx E | Comprimento |
|---------------|--------------|-----------------------|----------------------|----------------------------|-------------|-----------------|------------------|------------------------|-------------|
|               | N            | MPa                   | MPa                  | N                          | %           | %               | mm²              | mm                     | mm          |
| T1            | 249753.00    | 735                   | ***                  | ***                        | ***         | ***             | 339.80           | 19.23*17.67            | ***         |
| T2            | 247247.00    | 715                   | ***                  | ***                        | ***         | ***             | 345.80           | 19.36*17.86            | ***         |
| Máximo        | 249753       | 730                   |                      |                            |             |                 | 345.8            |                        |             |
| Mínimo        | 247247       | 715                   |                      |                            |             |                 | 330.8            |                        |             |
| Média         | 248500       | 726                   |                      |                            |             |                 | 342.8            |                        |             |
| Desvio Padrão | 1772.009294  | 14.14213562           |                      |                            |             |                 | 4.242640687      |                        |             |

Informações de Ensaio:  
 CP 003  
 PROCESSO: GTAW / FCAW  
 MATERIAL: ASTM A 335 Gr. P91  
 RUPTURA NO METAL DE BASE

Presente(s):  
 GUTTENBERG - CONSORCIO TUC  
 DIEGO TEIXEIRA PEDRO - UERJ

Guttenberg  
 Eng. de Solda - CR 1304-D-RJ  
 Inspetor de Solda - N2 - CR 0275

02101114  
 Vitor de Oliveira Ramos  
 Laboratório

DOCUMENTO SEM EFEITO LEGAL - AGUARDAR RELATORIO FINAL