AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**AVALIAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS E CARACTERIZAÇÃO
MICROESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS DO AÇO ASTM 335 GRAU P91
SUBMETIDAS A DIVERSAS CONDIÇÕES AO TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE
TENSÕES**

MARCOS ANTÔNIO TEIXEIRA

**Dissertação apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Mestre em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Maurício David Martins das Neves**

**São Paulo
2016**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES

Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**Avaliação de propriedades mecânicas e caracterização microestrutural de
juntas soldadas do aço ASTM 335 grau P91 submetidas a diversas
condições ao tratamento térmico de alívio de tensões**

Versão corrigida

MARCOS ANTÔNIO TEIXEIRA

Dissertação apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de Mestre
em Ciências na área de Tecnologia Nuclear -
Materiais.

Orientador:

Prof. Dr. Maurício David Martins das Neves

São Paulo

2016

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

TEIXEIRA, Marcos A. **Avaliação de propriedades mecânicas e caracterização microestrutural de juntas soldadas do aço ASTM 335 Grau P91 submetidas a diversas condições ao tratamento térmico pós-soldagem.** 2016. 124 p. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear) Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares IPEN-CNEN/SP. São Paulo. Disponível em:<<http://www.teses.usp.br>>. Acesso em: 23 set. 2016.

Teixeira, Marcos Antônio

Avaliação de propriedades mecânicas e caracterização microestrutural de juntas soldadas do aço ASTM 335 Grau 91 submetidas a diversas condições ao tratamento térmico de alívio de tensões/ Marcos Antônio Teixeira - versão corr. - São Paulo, 2016.

124 p.

Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-graduação em Tecnologia Nuclear. Área de concentração (Materiais) -- Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Universidade de São Paulo.

1. Aço Grau 91 2. Soldagem 3. Tratamento térmico pós-soldagem 4. Propriedades mecânicas 5. Revenimento. I. Título.

DEDICATÓRIA

Ao meu pai, Carlos, que não se encontra mais conosco.

À minha mãe, Neusa, fundamento da minha vida.

À minha esposa, Fatima, pelo apoio e estímulo.

À minha filha, Sofia, para que sirva de exemplo e incentivo aos estudos.

AGRADECIMENTOS

Tarefa difícil é agradecer a todos aqueles que contribuíram direta e indiretamente à realização do presente trabalho. No entanto, quero destacar a ajuda e dedicação do meu orientador Prof. Dr. Maurício David Martins das Neves.

À Petrobras pelo apoio no meu desenvolvimento acadêmico e profissional.

Às empresas PROAQT Empreendimentos Tecnológicos Ltda. e QUALYTEST Laboratório de Ensaios e Análises de Materiais, pela preparação das amostras, realização dos ensaios mecânicos e as análises metalográficas.

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares da Universidade de São Paulo, e todo seu corpo docente que me proporcionou conhecimento técnico para elaboração dessa dissertação.

Ao Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA) e ao Laboratório de Microscopia do IPEN pelas preparações de amostras e análises metalográficas e microscópias complementares.

Ao Marcello Vertamatti Mergulhão pelo apoio nas análises no MEV e nas observações das imagens.

Ao Rafael de Paula Silva pelo apoio na preparação metalografica e pelas análises no MEV.

Finalmente, quero agradecer a todos que de alguma forma colaboraram para a realização deste trabalho.

“Não recearei dizer, porém, que julgo haver tido muita sorte em ter-me encontrado, desde a mocidade, em certos caminhos que me conduziram a considerações e máximas com as quais formei um método pelo qual, parece, tenho um meio de aumentar gradualmente o meu conhecimento.”

René Descartes

RESUMO

TEIXEIRA, Marcos A. **Avaliação de propriedades mecânicas e caracterização microestrutural de juntas soldadas do aço 335 grau P91 submetidas a diversas condições ao tratamento térmico de alívio de tensões.** 2016. 124 p. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN/CNEN/SP. São Paulo.

Os aços Grau 91 vêm sendo amplamente utilizados como componentes para trabalhar em elevadas temperaturas nas indústrias de geração de energia, petroquímica e refinarias de petróleo em consequência da sua excelente resistência a fluência e corrosão em altas temperaturas. Apesar destas notáveis propriedades têm sido encontradas dificuldades na soldagem do aço Grau 91, visto que pode apresentar valores de dureza fora dos limites especificados e provocando redução de diversas propriedades mecânicas. Foram confeccionadas juntas tubulares do aço Grau 91, por meio de soldagem usando o processo TIG na raiz e o processo Eletrodo Revestido nas camadas de soldagem subsequentes. As juntas soldadas foram submetidas ao tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) a 760°C com diferentes tempos de patamar (1h, 4h e 8h) e posteriormente, as propriedades mecânicas foram analisadas para verificar o atendimento aos requisitos normativos, por meio da realização de ensaios de tração convencional e à quente (540°C), impacto Charpy, dureza Vickers e caracterização microestrutural. Os resultados mostraram que as propriedades mecânicas do aço Grau 91 sofreram alterações, como uma melhor resistência ao impacto e diminuição da dureza com o aumento do tempo de patamar de temperatura, indicando que é possível obter uma melhor combinação de resistência mecânica e tenacidade com o tempo de patamar maior do que 4 horas no TTPS nas condições utilizadas.

Palavras-chave: Aço Grau 91, Metal de solda, Tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), Revenimento, Propriedades mecânicas.

ABSTRACT

TEIXEIRA, Marcos A. **Evaluation of mechanical properties and microstructural characterization of grade 91 steel welded joints subjected to several conditions to post weld heat treatment (PWHT)**. 2016. 124 p. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN/CNEN/SP. São Paulo.

Grade 91 steels have been widely used as components to work at high temperatures in power generation plants, petrochemicals and oil refineries as a result of their excellent creep and corrosion resistance at high temperatures. Despite these remarkable properties, difficulties in welding Grade 91 have been encountered, as they may exhibit hardness values outside the specified limits and cause a reduction in various mechanical properties. Grade 91 tubular joints were made through welding by using the GTAW process at the root and the SMAW process in the subsequent welding layers. The welded joints were subjected to PWHT at 760°C with different tempering times (1h, 4h and 8h) and their mechanical properties were evaluated by performing conventional tensile, elevated-temperature tensile (540°C), Charpy V-notch impact toughness, Vickers hardness testing and microstructural characterization. Results indicated that mechanical properties of grade 91 steel change with increasing tempering time, and a better combination of strength and toughness can be reached with more than 4 hours of PWHT, under certain conditions.

Keywords: Grade 91 alloy, Weld metal, Post-weld heat treatment (PWHT), Tempering, Mechanical properties.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	24
2	OBJETIVO	26
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	27
3.1	Aços cromo-molibdênio e aços molibdênio.....	27
3.1.1	Introdução.....	27
3.1.2	Soldabilidade.....	27
3.1.3	Técnica geral de soldagem.....	29
3.1.4	Aços ferríticos com resistência à fluência aumentada.....	29
3.1.5	Códigos e especificações internacionais	30
3.2	Aço Grau 91.....	32
3.2.1	Considerações iniciais	32
3.2.2	Propriedades físicas e mecânicas do aço Grau 91	34
3.2.3	Relação da microestrutura e tratamento térmico com as propriedades mecânicas do aço Grau 91	40
3.2.4	Práticas de soldagem do Grau 91.....	45
3.2.5	Influência do TTPS nas propriedades mecânicas	51
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	55
4.1	Material de base.....	55
4.2	Preparação da junta e processo de soldagem	55
4.3	Tratamento térmico pós-soldagem (TTPS)	57
4.4	Ensaio não destrutivo	61
4.5	Análises químicas	62
4.6	Análise microestrutural.....	64
4.6.1	Macrografia	64
4.6.2	Observação microestrutural	65
4.6.3	Observação fractográfica	66
4.7	Propriedades mecânicas da junta soldada.....	67
4.7.1	Ensaio de tração convencional.....	67
4.7.2	Ensaio de tração à quente.....	67
4.7.3	Ensaio de dureza	70
4.7.4	Ensaio de impacto Charpy.....	71

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	76
5.1 Análises químicas	76
5.2 Ensaio não destrutivo.....	78
5.3 Macrografias da juntas soldada	78
5.4 Caracterização microestrutural das juntas soldadas	79
5.5 Análise fractográfica do MS	84
5.6 Ensaio de tração convencional (temperatura ambiente)	85
5.7 Ensaio de tração à quente.....	88
5.8 Ensaio de dureza Vickers.....	95
5.9 Ensaio de impacto Charpy do metal de solda e metal de base	97
6 CONCLUSÕES.....	105
ANEXO A - Resumo das especificações de materiais ASTM aplicáveis para o Grau 91.....	106
ANEXO B – Resumo das principais especificações internacionais selecionadas para o aço Grau 91.	107
ANEXO C - Composição química requerida para o material de base do aço Grau 91 adotada pelo código ASME, conforme o tipo de produto fabricado: tubo de condução, peça forjada e chapa.....	108
ANEXO D - Composição química requerida para consumíveis de soldagem do aço Grau 91 adotada pelos códigos ASME/AWS.....	109
ANEXO E - Relatório de ensaio – Visual de Soldagem – antes do TTPS	111
ANEXO F - Relatório de ensaio – Visual de Soldagem – depois do TTPS ...	112
ANEXO G - Relatório de ensaio – Partícula Magnética – antes do TTPS	113
ANEXO H - Relatório de ensaio – Partícula Magnética – depois do TTPS ...	114
ANEXO I - Relatório de ensaio –Ultrassom – antes do TTPS	115
ANEXO J - Relatório de ensaio –Ultrassom – depois do TTPS.....	116
ANEXO L - Gráfico de TTPS (tempo X temperatura) com patamar de 4 horas.	117
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	118

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Designação de “P numbers” conforme ASME BPVC Section IX (2010)	28
Tabela 2 - Composição química recomendada para o aço Grau 91. Os requisitos selecionados na especificação do ASME são apresentados no ANEXO C.	34
Tabela 3 - Propriedades físicas do aço Grau 91 em função da temperatura	37
Tabela 4 - Propriedades mecânicas requeridas para o aço Grau 91 em temperatura ambiente	38
Tabela 5 - Condições de soldagem para controle do processo	57
Tabela 6 - Parâmetros de execução do TTPS realizados no aço Grau 91	61
Tabela 7- Identificação dos corpos de prova Charpy em função da posição do entalhe e da condição metalúrgica.....	73
Tabela 8 - Determinação do percentual de cisalhamento	74
Tabela 9 - Composição química do metal de base do aço Grau 91 (% em peso) - região da curva e do tubo	76
Tabela 10 - Composição química da região do metal de solda (% em peso)	77
Tabela 11 - Resultados do ensaio de tração à quente das juntas soldadas sem tratamento (CR)	88
Tabela 12 - Resultados do ensaio de tração à quente das juntas soldadas com TTPS de 1 hora.....	89
Tabela 13 - Resultados do ensaio de tração à quente das juntas soldadas com TTPS de 4 horas	89
Tabela 14 - Resultados do ensaio de tração à quente das juntas soldadas com TTPS de 8 horas	90
Tabela 15 - Perfil de dureza da junta soldada sem tratamento (CS).....	95
Tabela 16 - Perfil de dureza da junta soldada com TTPS de 1 hora.....	95
Tabela 17- Perfil de dureza da junta soldada com TTPS de 4 horas	95
Tabela 18 - Perfil de dureza da junta soldada com TTPS de 8 horas	96

Tabela 19 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy na região da junta soldada sem tratamento: ZF e do MB	97
Tabela 20 - Resultados nos ensaios de impacto Charpy nas juntas soldadas com TTPS de 4 horas	98
Tabela 21 - Resultados nos ensaios de impacto Charpy nas juntas soldadas com TTPS de 8 horas	98

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Comparação do coeficiente de expansão térmica linear em função da temperatura para os aços Grau 91, P22 e 304H. (Adaptado de API TR 938-B, 2008).....	35
Figura 2 - A condutividade térmica em função da temperatura para os aços Grau 91, P22 e 304H. (Adaptado de API TR 938-B, 2008).....	36
Figura 3 - Gráfico do módulo de elasticidade em função da temperatura para o Grau 91. (ARBAB apud API TR 938-B, 2008).....	37
Figura 4 - Temperaturas máximas de serviço de diferentes aços Cr-Mo com base na tensão de 100 MPa para ruptura em 100 000 horas.....	38
Figura 5 - Influência da temperatura no (a) limite de escoamento (LE) e (b) limite de resistência (LR) para o aço Grau 91 (ROBERTS & CANONICO apud API TR 938-B).	39
Figura 6 - Comparação de espessura nas mesmas condições de projeto dos aços Grau 91 e P22 (EPRI, 2001).	40
Figura 7 - Esquema representativo da microestrutura do aço Grau 91 (ABE, 2008).....	41
Figura 8 - Medida da temperabilidade do aço Grau 91 pelo método de Jominy em comparação com o aço P22 (API TR 938-B, 2008).	42
Figura 9 - Diagrama TRC obtidas para o aço Grau 91: Influência da taxa de resfriamento no comportamento das transformações e na dureza do aço (Adaptado de EPRI, 2011).	43
Figura 10 - Temperatura Ac1 em função da soma dos teores de Ni e Mn contido no metal de solda do aço Grau 91 (EPRI, 2011).....	44
Figura 11 - Esquema representativo mostrando a evolução da microestrutura na região da ZAC do Grau 91 durante a soldagem e TTPS: Distribuição de precipitados na matriz martensítica e no PAGB (X. Yu et al., 2013).	50
Figura 12 - Ciclo de temperatura durante a soldagem e TTPS do aço Grau 91 (Adaptada de HEUSER et alii, 2002).	51

Figura 13 - Influência dos parâmetros de tratamento térmico pós-soldagem na energia absorvida de metal depositado de Grau 91 (API TR 938-B, 2008).	52
Figura 14 - Tenacidade em relação a localização de retirada dos corpos de prova de ensaio Charpy na junta soldada pelo processo SAW com e sem TTPS – Tubo Grau 91 (HEUSER, H. et alii, 2002).	53
Figura 15 - Influencia do tempo e da temperatura de TTPS na dureza do metal de solda do Grau 91 soldado pelo processo eletrodo revestido (API TR 938-B).	54
Figura 16 - Geometria e dimensões (mm) do chanfro em V utilizados na soldagem da tubulação (tubo e curva).	55
Figura 17 - Detalhe da execução da soldagem da raiz (TIG) e demais camadas: enchimento e acabamento (Eletrodo revestido).	56
Figura 18 - Imagem da remoção dos corpos de prova do material após soldagem: Tubo 14”, espessura de 27 mm.	58
Figura 19 - Detalhe de Corte com serra do corpo de prova para execução dos ensaios.	58
Figura 20 - Imagem da seção transversal da junta de topo soldada no tubo de teste para preparação dos corpos de prova.	59
Figura 21 - Corpos de prova removidos do tubo de teste para execução do TTPS em forno.	59
Figura 22 - Forno com controlador de temperatura para execução do TTPS nas amostras removidas do tubo de prova.	60
Figura 23 - Vista do Equipamento de Espectrômetro de Emissão Óptica (EEO), marca ARL para determinação dos elementos na região da junta soldada.	62
Figura 24 - Corpo de prova soldado para realização da queima para análise dos elementos químicos na região do metal de solda.	63
Figura 25 - Regiões das análises químicas na seção transversal da junta soldada: ponto 1 e 2 (raiz - TIG) e 3, 4 e 5 (enchimento – eletrodo revestido).	63
Figura 26 - Equipamento marca LECO, modelo TC 400, para análise dos elementos oxigênio e nitrogênio.	64

Figura 27 - Ataque com água Régia na superfície do corpo de prova com dimensões aproximadas de 30 X 25 X 300 mm, com seta indicando a região de soldagem.....	65
Figura 28 - Microscópio óptico utilizado, marca Olympus, modelo GX 51, para caracterização microestrutural do material.	66
Figura 29 - Microscópio Eletrônico de Varredura Tabletop Hitachi, TM3000, utilizado para caracterizar as fraturas de tração à quente.	66
Figura 30 - Esquema com a dimensão do corpo de prova de tração transversal das soldas de acordo com a norma ASTM A370.....	67
Figura 31 – Esquema com os locais de remoção dos corpos de prova com suas respectivas orientações numa junta soldada (AWS WHC1.06, 2001).	68
Figura 32 - Geometria dos corpos de prova para o ensaio de tração à quente. ...	69
Figura 33 - Máquina universal utilizada para ensaios de tração à quente com forno elétrico e extensômetro fixado no corpo de prova.....	69
Figura 34 - Esquema com os pontos de medição de dureza na seção transversal da junta soldada, totalizando 93 medições.	70
Figura 35 - Durômetro de bancada marca Reicherter com corpo de prova preparado por macrografia para determinação da dureza.	71
Figura 36 - Esquema com a posição de retirada dos corpos de prova das regiões da ZF e MB para ensaio de impacto.	72
Figura 37 - Normalização dos corpos de prova tipo Charpy entalhe em “V” com profundidade de 2,0 mm e dimensões 10 x 10 x 55 mm (AWS WHC1.06, 2001). ..	72
Figura 38 - Imagem da máquina utilizada no teste de impacto Charpy.	73
Figura 39 - Esquema com a medição da área de clivagem.	74
Figura 40 - Aspecto da fratura e correspondente percentual de cisalhamento (fratura dútil).	75
Figura 41 - Metades do corpo de prova Charpy rompido: Expansão lateral = $A - A_o$, onde A_o é a dimensão inicial do corpo de prova.	75

Figura 42 - Macrografia da seção transversal da junta soldada entre o tubo e a curva do Grau 91 usada para testes e ensaios com espessuras de parede respectivamente de 27 e 35,71 mm.	78
Figura 43 - Corte transversal da região de solda mostrando descontinuidades: poro no MS e mordedura na raiz.....	79
Figura 44 - Imagens obtidas por MO do aço Grau 91 na região da junta soldada sem tratamento: (a) MB da curva; (b) MB do tubo; (c) visão geral do MS, ZAC e MB e (d) metal de solda (MS).	80
Figura 45 - Imagens obtidas por MO do aço Grau 91 na região da junta soldada sem tratamento: (a) MB; (b) ZAC e (c) MS.	81
Figura 46 - Imagens obtidas por MO do aço Grau 91 na região da junta soldada com TTPS de 1 hora: (a) MS processo Eletrodo; (b) MS processo TIG.	81
Figura 47 - Imagens obtidas por MO do aço Grau 91 na região da junta soldada com TTPS de 4 horas: (a) MS processo Eletrodo; (b) MS processo TIG.....	82
Figura 48 - Imagens obtidas por MO do aço Grau 91 na região da junta soldada com TTPS de 8 horas: (a) MS processo Eletrodo; (b) MS processo TIG.....	82
Figura 49 - MEV do MS do Grau 91 depois do TTPS: (a) e (b) martensita revenida mostrando e dispersão de carbonetos/carbonitretos, com baixa e alta ampliação, (c) Espectro de energias obtido por EDS na região da martensita revenida indicado na figura (b).	83
Figura 50 - MEV do MS do aço Grau 91 depois do TTPS de 1 hora mostrando a distribuição de precipitados na martensita revenida com EDS na região entre as setas vermelhas do carboneto $M_{23}C_6$, indicando tratar-se, possivelmente, de carboneto de Cromo ($Cr_{23}C_6$).	84
Figura 51 - Efeito do tempo de TTPS na zona de fratura do aço Grau 91 dos corpos de prova de tração à quente (540°C) na região do MS em diferentes condições: (a) e (b) Soldado sem tratamento com baixa e alta ampliação, (c) T760 4h, (d) T760 8h.....	85
Figura 52 - Corpos de prova fraturados no ensaio de tração convencional para a condição de soldado sem tratamento (CR), TTPS de 4 horas e TTPS de 8h testados na temperatura ambiente.....	86

Figura 53 – Média e desvio padrão do LR e LE do aço Grau 91, na condição de soldado sem tratamento (CR) e com TTPS de 4 e 8 horas.	87
Figura 54 - Resultados do ensaio de tração à quente na região transversal e longitudinal da junta soldada do aço Grau 91 em função do tempo de revenimento: soldado sem tratamento (CR) e com TTPS de 1, 4 e 8 horas.....	90
Figura 55 - Resultados do ensaio de tração à quente na região transversal e longitudinal à solda em comparação ao MB do tubo e da curva do aço Grau 91 em função da condição metalúrgica - soldado sem tratamento (CR) e com TTPS de 1, 4 e 8 horas.	91
Figura 56 - Variação do LE em função do tempo de TTPS nos ensaios de tração a temperatura ambiente (TA) e a 540°C.	92
Figura 57 - Corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente na condição de soldado sem tratamento (CR).	93
Figura 58 - Corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente com TTPS de 1 hora.....	93
Figura 59 - Corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente com TTPS de 4 horas.	94
Figura 60 - Corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente com TTPS de 8 horas.	94
Figura 61 - Influência do tempo de TTPS nas durezas das regiões da junta soldada e no metal de base (MB).	96
Figura 62 - Resultados de energia absorvida a +20°C na região da zona fundida em relação a localização - topo (Eletrodo revestido) e raiz (TIG), como soldado sem tratamento (CS) e com tratamento de 4 e 8 horas do aço Grau 91.....	99
Figura 63 - Comparação dos resultados de energia absorvida a +20°C nas regiões da zona fundida (ZF) e metal de base do tubo e da curva, como soldado sem tratamento (CS) e com tratamento de 4 e 8 horas do aço Grau 91.....	100
Figura 64 - Fotografia das superfícies de fraturas do conjunto de 3 corpos de prova Charpy com entalhe em “V” do aço Grau 91 testados na temperatura de +20°C: (a) MB do tubo; (b) MB da curva.	101

Figura 65 - Fotografia das superfícies de fraturas do conjunto de 3 amostras Charpy com entalhe em “V” do aço Grau 91 testados na temperatura de +20°C: (a) MS do topo sem TTPS; (b) MS da raiz sem TTPS.	102
Figura 66 - Fotografia das superfícies de fraturas do conjunto de 3 amostras Charpy com entalhe em “V” do aço Grau 91 testados na temperatura de +20°C: (a) região do MS topo com TTPS 4 h; (b) região da raiz com TTPS 4 h.....	102
Figura 67 - Fotografia das superfícies de fraturas do conjunto de 3 amostras Charpy com entalhe em “V” do aço Grau 91 testados na temperatura de +20°C: (a) MS topo com TTPS 8h; (b) MS da raiz com TTPS 8 h.	103
Figura 68 - Comparação dos resultados de expansão lateral (mm) do corpo de prova fraturado na região do MS topo e MS raiz em função do tempo de TTPS.	103
Figura 69 - Relação entre energia de impacto Charpy e expansão lateral do metal de solda em relação a localização de retirada dos corpos de prova e o tempo de TTPS.....	104

LISTA DE SÍMBOLOS

5G posição de soldagem em um tubo horizontal com o chanfro da solda na transversal ao tubo.

A+C austenita e carboneto

Ac₁ temperatura na qual a austenita começa a se formar durante o aquecimento.

Ac₃ temperatura na qual a transformação da ferrita para austenita é completada durante o aquecimento.

Al alumínio

B boro

C carbono

C* carbonitretos de V ou Nb

CO₂ dióxido de carbono

Cu cobre

Cr cromo

Creq cromo equivalente

Ceq carbono equivalente

E módulo de elasticidade

F+C ferrita e carboneto

M martensita

Ms temperatura de início de transformação martensítica

Mf temperatura final de transformação martensítica

Mn manganês

Mo molibdênio

N nitrogênio

Nb nióbio

Ni níquel

P fósforo

S enxofre

Si silício

Ti titânio

V vanádio

W tungstênio

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	american society of testing and materials
API	american petroleum institute
ASME	american society of mechanical engineers
AWS	american welding society
BPVC	boiler and pressure vessel code
BS	british standard society
CP	corpo de prova
CSEF	creep strength–enhanced ferritic
CVN	charpy V-notch impact toughness
CCT	continuous cooling temperature diagram
CS	como soldado
CR	como recebido
CCEP	corrente continua eletrodo positivo
CCEN	corrente continua eletrodo negativo
EEO	espectrômetro de emissão óptica

EDS energy dispersive spectrometry (espectrometria de energia dispersiva de raios X)

EEO espectrômetro de emissão óptica

EN european standards

EPRI electric power research institute

FCAW fluxo cored arc welding (soldagem com arame tubular)

GMAW gas metal arc welding (soldagem MIG/MAG)

GTAW gas tungsten arc welding (soldagem TIG)

HV vickers hardness number

LR limite de resistência

LE limite de escoamento

MA metal de adição

MB metal de base

MS metal de solda

MX M= V, Nb; X= C, N

MEV microscópio eletrônico de varredura

MO microscópio óptico

MS metal de solda

N + T	normalized and tempered
PAGB	prior austenitic grain boundaries
PWHT	postweld heat treatment
SAW	submerged arc welding (soldagem por arco submerso)
SIN	sistema interligado nacional
SMAW revestido)	shielded metal arc welding (processo de soldagem eletrodo revestido)
TA	temperatura ambiente
TRC	transformação por resfriamento contínuo
TIG	tungsten inert gas
TTAT	tratamento térmico de alívio de tensões
TTPS	tratamento térmico pós-soldagem
ZAC	zona afetada pelo calor
ZF	zona fundida
WHC	welding handbook chapter committee

1 INTRODUÇÃO

O governo federal tem investido no aumento da capacidade de geração de energia com a construção de novas usinas termoeletricas, que são equipadas com uma tecnologia moderna de turbinas de ciclo combinado, permitindo aumentar o fornecimento energia para o Sistema Interligado Nacional (SIN) garantindo a segurança energética brasileira. Nestas novas instalações é essencial aumentar a temperatura e a pressão do vapor na entrada das turbinas para melhorar a eficiência energética e diminuir as emissões de CO₂ (NORENA & BRUSSONI, 2010), então, vem sendo estudada a introdução de novos materiais com propriedades mecânicas superiores para suportar estas novas condições. De forma paralela, na construção e montagem das indústrias de petróleo e petroquímica busca-se uma maior produtividade pela redução de espessura de parede de vasos de pressão e tubulações, uma vez que se reduz o peso total e necessita-se de um menor tempo para realização da soldagem.

Desta forma, uma nova geração de aços-ligas Cr-Mo para utilização em componentes submetidos a altas temperaturas de serviço vem sendo desenvolvida pelos centros de pesquisa e ensino. O aço Grau 91 é apenas o começo, pois novas ligas da família de aços denominada *CSEF* (Creep Strength-Enhanced Ferritic), estão sendo experimentadas em todo o mundo, em busca principalmente, de uma superior resistência à fluência. O aço Grau 91 é amplamente utilizado como componentes sujeitos a alta temperatura em centrais termoeletricas, usinas nucleares e petroquímicas pela sua excelente resistência à fluência e corrosão, que são usados com vapor nas condições de alta temperatura (< 585 °C) e pressão (HILKES & GROSS, 2009).

Por outro lado, a soldagem deste material é uma atividade consideravelmente complexa, à medida de que diversos cuidados devem ser observados antes, durante e após a operação de união, para garantir que as juntas soldadas apresentem qualidade adequada e propriedades compatíveis com o metal de base. Algumas dificuldades são encontradas na soldagem durante a construção e montagem de termoeletricas e em tubulações de unidades petroquímicas com o aço Grau 91, como por exemplo, estabelecer os limites de propriedades mecânicas alcançadas, conseguir um melhor controle de calor

durante a soldagem e realizar tratamento térmico para obter propriedades mecânicas definidas em códigos de projetos e construção, além de obter microestruturas adequadas nas condições de utilização.

O calor proveniente do ciclo térmico de soldagem a arco provoca aquecimento e resfriamento diferenciados no material, e dependendo do tempo de permanência em temperaturas críticas e da velocidade de resfriamento, diversas alterações da microestrutura ocorrem na junta soldada. Estes efeitos podem provocar a formação de microestruturas deletérias, aumento das tensões residuais, em especial de tração e degradação das propriedades mecânicas, não permitindo a aprovação da junta segundo normas e especificações vigentes na área.

Portanto, é necessária a realização de tratamento térmico pós-soldagem no metal de solda e na zona afetada pelo calor, para melhorar as propriedades mecânicas e reduzir as tensões residuais (TANIGUCHI & YAMASHITA, 2013), independente do diâmetro ou da espessura soldada.

Quando tratado termicamente de forma adequada como especificado pelos códigos internacionais (ASTM/ASME), o metal de base do Grau 91 deve adquirir na temperatura ambiente as seguintes propriedades mecânicas mínimas: limite de resistência de 585 MPa, limite de escoamento de 415 MPa e a dureza no intervalo de 196 a 265 HV. De acordo com a norma Petrobras 133 a dureza da zona fundida (ZF) e na zona afetada pelo calor (ZAC) após tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) não deve exceder o valor de 250 HV e os requisitos de energia absorvida no ensaio “Charpy V” deve ser no mínimo de 34 J a 20°C.

2 OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo avaliar a influência do tempo de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) sobre as propriedades mecânicas (resistência à tração convencional e à quente, tenacidade e dureza) e na microestrutura do aço Grau 91, numa tubulação soldada pelos processos, TIG na raiz da solda e por eletrodo revestido nas camadas de enchimento, procurando atender aos requisitos estabelecidos em normas Petrobras e pelos códigos ASTM/ASME.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços cromo-molibdênio e aços molibdênio

3.1.1 Introdução

Os aços ferríticos Cr-Mo costumam ser empregados em temperaturas superiores a 400°C pela boa resistência à quente. Estas ligas apresentam baixa taxa de deformação à quente e boa resistência ao hidrogênio, sendo algumas especificações empregadas a temperatura de até 650 °C (Petrobras N-133, 2015).

São considerados aços cromo-molibdênio e cromo-molibdênio modificado as ligas com teor de cromo compreendido entre 0,5 % a 11,5 % e molibdênio com teor entre 0,44 % a 1,1 % (Petrobras N-133, 2015).

Além do cromo e molibdênio, algumas ligas podem sofrer adição de outros formadores de carbonetos (V, Nb, W, Ti) e neste caso é comum a presença dos elementos Ni, Al, N e/ou B (Petrobras N-133, 2015).

Estes aços são normalmente fornecidos nas condições normalizado e revenido ou temperado e revenido, com microestrutura ferrítica para os teores de Cr mais baixo, bainita ou eventualmente martensita em determinadas proporções para aços com adições de Nb, V e N com baixo Cr e 100% martensita revenida para aços com 9% de Cr e demais elementos de liga. Devido à grande quantidade de elementos de liga, quando tratados termicamente apresentam grande dispersão de precipitados finamente distribuídos, que têm a função de melhorar a resistência à fluência pelo efeito de ancoragem dos contornos de grão, resultando em uma menor mobilidade das discordâncias (GARCIA, 2013; DIETER, 1981).

3.1.2 Soldabilidade

A soldabilidade de um aço pode ser entendida como a capacidade deste material ser soldado, sob determinadas condições sem que ocorra o aparecimento de trincas. Estes aços apresentam boa soldabilidade quando o teor de carbono é menor que 0,15 %, entretanto, são sensíveis à trinca induzida pelo hidrogênio (trinca a frio), especialmente quando a composição química é enriquecida em elementos de liga e/ou na soldagem de chapas grossas. A

temperabilidade aumenta à medida que aumenta a quantidade de Cr e Mo no aço, pois retarda a reação de decomposição da austenita no resfriamento, dando, assim mais tempo para a formação de martensita, que passa a existir em maior quantidade, sendo máxima para cerca de 7% de Cr, causando dureza excessiva nas soldas e na zona afetada pelo calor (ZAC). Para controlar esse efeito é, em geral, necessário o preaquecimento das soldas e o tratamento térmico posterior de alívio de tensões. O preaquecimento é necessário para reduzir a velocidade de resfriamento e favorecer a liberação do hidrogênio, uma vez que em alguns casos é inevitável a formação de microestrutura bainítica e/ou martensítica. O pós-aquecimento geralmente é realizado para os aços Cr–Mo após soldagem para eliminação de hidrogênio induzido no processo de soldagem. (Petrobras N-133, 2015).

De acordo com ASME BPVC Section IX (2010), estes aços são designados pelos seguintes “P number” conforme a Tabela 1.

Tabela 1 - Designação de “P numbers” conforme ASME BPVC Section IX (2010)

Designação básica	Composição básica	“P number”
C-Mo	C-0,5Mo	3
Cr-Mo	0,50Cr-0,50Mo	3
	1,0Cr-0,5Mo	4
	1,25Cr-0,5Mo	4
	2,25Cr-1,0Mo	5A
	3,0Cr-1,0Mo	5A
	5,0Cr-0,50Mo	5B
	7,0Cr-0,5Mo	5B
	9,0Cr-1,0Mo	5B
Cr-Mo-V	2,25Cr-1,0Mo-V	5C
	9,0Cr-1,0Mo-V	15E

Fonte: Petrobras N-133, 2015.

O código ASME, seção IX, no parágrafo QW 422 agrupa os materiais através do P-number, que é baseado nas propriedades mecânicas, composição química e soldabilidade do material de forma a facilitar a utilização na soldagem e diminuir o número de qualificações dos procedimentos de soldagem do MB.

3.1.3 Técnica geral de soldagem

Na norma Petrobras N-133, estão contidas algumas práticas de soldagem recomendadas para os aços Cr-Mo, que são mencionadas a seguir:

- a) A soldagem multipasse deve ser realizada com passes retilíneos de baixa espessura, visando o revenimento das regiões de grãos grosseiros proveniente dos passes anteriores.
- b) Na união entre dois aços Cr-Mo com composições químicas diferentes, o consumível preferido deve ser o de mais baixo teor de liga, em função da menor susceptibilidade a trinca induzida pelo hidrogênio.
- c) De um modo geral, na união entre dois aços Cr-Mo de composições químicas diferentes, a temperatura de preaquecimento mínima deve ser a especificada para o aço de maior teor de liga.
- d) É recomendável que o ciclo de soldagem nos aços Cr-Mo não seja interrompido até a conclusão completa da soldagem conforme procedimento qualificado. No caso de tubos de parede relativamente fina e teor de cromo menor que 4 %, o ciclo de soldagem pode ser excepcionalmente interrompido desde que pelo menos duas camadas de solda estejam depositadas ou 1/3 do chanfro preenchido, o que for maior, respeitando o pós-aquecimento especificado.
- e) O aquecimento manual por chama (maçarico tipo chuveiro), que usa a combustão de um gás combustível com oxigênio deve ser limitado a tubos com espessura abaixo de 13 mm e diâmetro nominal de até 10”.

3.1.4 Aços ferríticos com resistência à fluência aumentada

A sigla em inglês CSEF (“Creep Strength–Enhanced Ferritic”) é destinada aos aços (ASTM Grau 91, Grau 122, Grau 92 e Grau 911) de alta liga que contém de 9 a 12% de Cr, pequenas quantidades de Mo, V, Nb e adições variáveis de W, Co, B, N e Ni. Em razão de sua superior resistência à fluência, as principais aplicações dos aços CSEF são em tubos de caldeiras, tubulações e “headers” da nova geração de plantas de energia altamente eficientes (ALEXANDROV et al., 2012). Estas plantas podem operar com um aumento na

temperatura e pressão do vapor melhorando a eficiência térmica e reduzindo as emissões de CO₂.

Os aços CSEF são submetidos ao tratamento térmico de normalização e revenimento para formar uma microestrutura martensita revenida, que proporciona uma combinação ideal de resistência à fluência e tenacidade. As soldas do aço CSEF são submetidas ao TTPS para revenir a martensita (virgem) e restaurar as propriedades de fluência do metal de solda e da ZAC.

A alta resistência à fluência dos aços CSEF é baseada em uma microestrutura de martensita revenida com carbonetos de cromo e carbonitreto de nióbio e vanádio finamente dispersos numa matriz refinada. Estas propriedades são alcançadas a partir da realização do tratamento térmico de revenimento.

As temperaturas de transformação crítica (A₁, A₃, Ms e Mf) do MB e do metal de solda do aço CSEF, dependem fortemente do equilíbrio de austenita e ferrita estabilizadas em sua composição. Variações significativas nas temperaturas críticas são encontradas dentro das faixas de composição química especificadas do aço CSEF e seus consumíveis de soldagem. O desenvolvimento de procedimentos adequados para o tratamento térmico, soldagem e TTPS do aço CSEF depende da determinação precisa dessas temperaturas críticas (WJMG, 2016).

3.1.5 Códigos e especificações internacionais

É importante conhecer a sistemática de nomenclatura adotada pelos códigos ASME/ASTM para as principais especificações comerciais de aços liga Cr-Mo adotadas para altas temperaturas. Existem várias normas, com uma numeração sequencial, cada uma específica para um tipo de produto fabricado (tubo de condução, tubo de troca térmica, chapa, peça forjado, peça fundida, conexões para tubulação, etc.). Por exemplo, a nomenclatura A 213 estabelece os requisitos para fabricação de tubos de troca térmica sem costura, especificação A 335 estabelece as condições de fabricação de tubos de condução sem costura, especificação A 387 para chapas de vasos de pressão, especificação A 182 e A 336 para produtos forjados, especificação A 217 para

aço fundido, nomenclatura A 234 para conexões de tubulações, e assim por diante.

O dígito representado pela letra maiúscula A, significa metais ferrosos. Após a numeração sequencial da norma aparecem novos dígitos (letras seguidas por números) que representam os diferentes graus, conforme composição química nominal, propriedades mecânicas e métodos de fabricação. A letra faz referência ao tipo de produto do qual se trata, por exemplo, “T” para *tube* (A 213), “P” para *pipe* (A 335), “F” para *forging* (A 182/ A 336), “C” para *casting* (A 217) e nenhuma letra no caso de chapa, designadas apenas pela palavra *grade* (A 387). Os números fazem referência à composição química do aço, apesar de não apresentarem nenhuma correlação lógica. É interessante observar então que os aços designados como P91, T91 e Grau 91 tem a mesma composição química nominal, propriedades mecânicas e até mesmo tratamento térmico, mudando apenas o tipo de produto fornecido e os requisitos relacionados à fabricação, sendo tubo de condução, tubo de troca térmica e chapa, respectivamente (ASTM A 335, A 213 e A 387 apud GARCIA, 2013).

Segundo COLEMAN & NEWELL as principais especificações ASTM para a liga 91 mais empregadas em equipamentos de processos realizados em altas temperaturas de serviço são: A 213 T91 (seamless tubes), A 335 P91 (seamless pipes), A 387 Gr 91 (plates), A 182/A 336 F91 (forgings), A 217 C12A (castings), A 234 WP91 e A 369 FP91. No ANEXO A é apresentado um resumo das especificações de materiais do código ASTM para o aço de Grau 91.

Apesar do código ASME/ASTM ser mais utilizados no Brasil, e provavelmente no mundo, existem códigos e especificações internacionais, como por exemplo no Japão, as especificações para o Grau 91 de acordo com o tipo de produto fabricado são KA-SCMV28, KASTPA28 e KA-SFVA28, sendo aplicadas em chapas, tubo de condução e forjados respectivamente. Os detalhes destas especificações são semelhantes aos do código ASME.

Um resumo das especificações internacionais selecionados para o aço Grau 91, adotadas nos países da Europa, Alemanha e Inglaterra são apresentados no ANEXO B.

3.2 Aço Grau 91

3.2.1 Considerações iniciais

O aço Grau 91 ou “9Cr-1Mo modificado” segundo informações contidas na literatura (EPRI, 2011; API, 2008; SWINDEMAN et al., 2004), alcançou ampla aceitação na indústria de produção de energia para uso na fabricação de uma variedade de componentes sujeitos a elevadas pressões de operação, incluindo tubos de caldeiras, “headers” e tubulações. De todos os aços ferríticos com resistência à fluência aumentada, sigla em inglês *CSEF*, os projetos favorecem o Grau 91, pois em aplicações dentro de uma faixa de temperatura especificada e quando processados adequadamente fornecem elevada resistência à alta temperatura com um custo relativamente mais baixo, em relação aos aços inoxidáveis austeníticos (série 300) e algumas ligas de níquel, mantendo as vantagens das propriedades físicas e térmicas de um aço ferrítico (EPRI, 2011).

O Grau 91 foi desenvolvido pelo Oak Ridge National Laboratory e o Combustion Engineering (atualmente chamado Alstom Power Inc.) em seus Laboratórios de Metalurgia e Materiais na cidade de Chattanooga, no estado americano Tennessee. Extensivo estudo sob o patrocínio do departamento de energia no período 1975-1980 indicou excelentes propriedades mecânicas da liga, em projetos para desenvolvimento de materiais para aplicação na indústria nuclear. Como resultado, a liga atraiu a atenção para projetos de caldeiras e fabricantes de vasos de pressão, e em 1983 o aço Grau 91 foi aprovado para aplicação em tubos de caldeiras, para construção de acordo com as regras do *ASME Boiler and Pressure Vessel Code* (BPVC) Section I, *Code Case 1943* (EPRI, 2011).

Nos anos seguintes, o material teve ampla aplicação nas indústrias de energia e petroquímica, onde ocorreram aprovações nos códigos ASME BPVC Section VIII e B31 (tubulações) e foram utilizados como componentes sujeitos a alta temperatura em centrais termoeletricas, em razão da sua excelente resistência a fluência e corrosão em altas temperaturas (NORENA & BRUZZONI, 2010).

Houve um ressurgimento da pesquisa em outros aços ferríticos modificados 9-12Cr, levando à introdução de um número de novas ligas que

indicavam pequenas vantagens de resistência sobre o aço Grau 91 (por exemplo, Grau 122 [HCM12A], *Code Case* 2180, Grau 92 [NF616], *Code Case* 2179 e no Grau 911 [E911], *Code Case* 2327).

A modificação para a liga padrão de 9Cr-1Mo possibilitou obter a liga de Grau 91, envolveu uma adição controlada dos elementos químicos V, Nb e N. Estes elementos forneceram reforço pela precipitação de carbonetos, do tipo, $M_{23}C_6$ e carbonitretos, do tipo, MX (Nb, V), que em adição ao modesto reforço do efeito por solução sólida, produzem uma liga com resistência à fluência substancialmente maior do que os aços Cr-Mo tradicionais. Tal como o Grau 9, o Grau 91 apresenta alta temperabilidade e, com uma composição química apropriada, se transforma em 100% de martensita, mesmo com o resfriamento acontecendo ao ar.

O Grau 91 oferece vantagens adicionais com seu desempenho em elevadas temperaturas e sua resistência à fluência, o que torna possível reduzir significativamente a espessura, e, portanto o peso de certos componentes, em comparação as ligas convencionais, tais como, os Graus 2, 5, 9, 11, 12 ou 22.

Na Tabela 2 é apresentada a composição química recomendada dos principais elementos para o material de base do aço Grau 91, conforme EPRI 2011.

A composição química especificada difere em alguns detalhes nos códigos ASME e internacional. Essas diferenças em relação ao código ASME são mostradas no ANEXO C, visto que podem ocorrer diferenças entre a análise química do produto (componente) em relação ao produto fundido.

A faixa de composição química dos principais elementos dentro da especificação é desejada para se obter a estrutura com 100% de martensita no resfriamento do tratamento de normalização antes do revenimento.

Tabela 2 - Composição química recomendada para o aço Grau 91. Os requisitos selecionados na especificação do ASME são apresentados no ANEXO C.

Elementos	Composição do tubo (% em peso)
Carbono	0,08-0,12
Manganês	0,30-0,60
Fósforo	0,020 (max.)
Enxofre	0,010 (max.)
Silício	0,20-0,50
Cromo	8,00-9,50
Molibdênio	0,85-1,05
Vanádio	0,18-0,25
Nióbio	0,06-0,10
Nitrogênio	0,035-0,070
Níquel	0,20 (max.)
Alumínio	0,020 (max.)
Titânio	0,01 (max.)
Zircônio	0,01 (max.)
Cobre	0,25 (max.)
Arsênio	0,012 (max.)
Estanho	0,010 (max.)
Antimônio	0,003 (max.)
Taxa N/Al	4,0 mínimo

Fonte: EPRI, 2011

3.2.2 Propriedades físicas e mecânicas do aço Grau 91

Nas Figuras 1 e 2 estão representadas algumas destas propriedades físicas do Grau 91 em comparação aos aços P22 e o aço inoxidável 304H, possíveis concorrentes do aço Grau 91. Segundo Lisboa, o aço P22 é um aço 2,25Cr-1Mo mais utilizado em ambientes com altas temperaturas em usinas de geração de energia, mas com resultados insatisfatórios de fluência (Lisboa, 2007).

O aço AISI 304 H é um aço inoxidável austenítico com alto teor de carbono, normalmente, especificado para alta resistência mecânica em

temperaturas elevadas, mas com elevada possibilidade da ocorrência de sensitização, em especial pela utilização em altas temperaturas (Li et al., 2011). Na figura 1 é mostrado a influência da expansão térmica do aço Grau 91 em relação aos concorrentes P22 e AISI 304H.

Figura 1 - Comparação do coeficiente de expansão térmica linear em função da temperatura para os aços Grau 91, P22 e 304H. (Adaptado de API TR 938-B, 2008).

Uma propriedade de relevante importância é o coeficiente de expansão térmica (API, 2008). O aço Grau 91 possui o menor coeficiente de expansão térmica em comparação aos aços P22 e inoxidável 304H. Esta é uma propriedade física que aumenta a atratividade do Grau 91 para aplicações em elevada temperatura, mesmo quando, comparado aos aços inoxidáveis austeníticos, uma vez que, elevados coeficientes de expansão linear provocam alta variação dimensional do componente e problemas de fadiga térmica, quando em operação (GARCIA, 2013).

Em diversos segmentos como nas áreas nuclear, petrolífera e geradoras de energia, o baixo coeficiente de expansão térmica aliado a alta condutividade térmica são as propriedades mais adequadas (BENTO, 2015), no sentido de provocar menores distorções após as etapas de processamento.

A condutividade térmica mostrada na Figura 2 indica a habilidade dos materiais em conduzir e trocar calor, que é uma propriedade importante em diversos componentes que trabalham em elevadas temperaturas. O aço Grau 91 tem maior condutividade térmica do que o aço inoxidável AISI 304H, no entanto é inferior ao aço P22.

Figura 2 - A condutividade térmica em função da temperatura para os aços Grau 91, P22 e 304H. (Adaptado de API TR 938-B, 2008).

Os valores de algumas propriedades físicas do aço Grau 91 em relação à temperatura estão apresentados na Tabela 3, normalmente, estas propriedades estão relacionadas com a temperatura. O aumento da temperatura reduz a resistência ao escoamento e ruptura, bem como o módulo de elasticidade. De acordo com o tipo de uso, como é no caso de geração de energia, onde as temperaturas de utilização são elevadas é importante conhecer a variação destas propriedades físicas com a temperatura, visando propiciar condições adequadas de projeto e de utilização da estrutura.

Tabela 3 - Propriedades físicas do aço Grau 91 em função da temperatura

Temperatura °C (°F)	Módulo de elasticidade (Young) GPa (10 ² ksi)	Condutividade térmica W/m K (Btu/ft ² hr °F/in.)	Coefficiente de expansão térmica linear (entre temp. ambiente e a temp. indicada) 10 ⁻⁶ /°K (10 ⁻⁶ /°F)	Calor específico J/Kg K (Btu/lb °F)	Densidade 10 ³ Kg/m ³ (10 ³ lb/ft ³)
20 (68)	218 (31.6)	26 (181)	0.0 (0.0)	440 (0.105)	7.77 (0.49)
50 (122)	216 (31.3)	26 (181)	10.6 (5.9)	460 (0.110)	—
100 (212)	213 (30.9)	27 (187)	10.9 (6.1)	480 (0.115)	—
150 (302)	210 (30.5)	27 (187)	11.1 (6.2)	490 (0.117)	—
200 (392)	207 (30.0)	28 (194)	11.3 (6.3)	510 (0.122)	—
250 (482)	203 (29.5)	28 (194)	11.5 (6.4)	530 (0.127)	—
300 (572)	199 (28.9)	28 (194)	11.7 (6.5)	550 (0.131)	—
350 (662)	195 (28.3)	29 (201)	11.8 (6.6)	570 (0.136)	—
400 (752)	190 (27.6)	29 (201)	12.0 (6.7)	600 (0.143)	—
450 (842)	186 (27.0)	29 (201)	12.1 (6.7)	630 (0.150)	—
500 (932)	181 (26.3)	30 (208)	12.3 (6.8)	660 (0.158)	—
550 (1022)	175 (25.4)	30 (208)	12.4 (6.9)	710 (0.170)	—
600 (1112)	168 (24.4)	30 (208)	12.6 (7.0)	770 (0.184)	—
650 (1202)	162 (23.5)	30 (208)	12.7 (7.1)	860 (0.205)	—

Fonte: API TR 938-B, 2008

Os valores de módulo de elasticidade, ou módulo de *Young*, para o aço Grau 91 em função da temperatura estão apresentados na Tabela 3 e Figura 3. O módulo de Elasticidade pode ser entendido como a medida da sua rigidez, que diminui com o aumento de temperatura.

Figura 3 - Gráfico do módulo de elasticidade em função da temperatura para o Grau 91. (ARBAB apud API TR 938-B, 2008).

Nas aplicações comuns destes aços é importante que, o módulo de elasticidade não tenha uma queda significativa com temperatura, visando manter as dimensões mesmo sob carregamento a elevadas temperaturas. De acordo

com os dados da Tabela 3, verifica-se que o módulo de elasticidade diminui de 218 para 162 GPa, o que equivale uma queda de 25,7% com o aumento de temperatura para 630°C.

Na Tabela 4 são mostrados os valores das principais propriedades mecânicas para o aço Grau 91, definida pelas normas ASTM/ASME para o Grau 91 em temperatura ambiente.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas requeridas para o aço Grau 91 em temperatura ambiente

LR [MPa]	LE [MPa]	Alongamento (50 mm) [%]	Dureza HV10	CNV * (B31.3) [J]
≥ 585	≥ 415	≥ 20	196 -265	≥ 34 (27)

* média para 3 amostras, em parêntese mínimo para 1 amostra a 20°C

Fonte: ASTM A 335, 2015 e ASME B31.3

O aço Grau 91 pode ser utilizado em temperaturas máximas superiores aos outros aços concorrentes da liga de Cr-Mo, conforme indicado na Figura 4.

Figura 4 - Temperaturas máximas de serviço de diferentes aços Cr-Mo com base na tensão de 100 MPa para ruptura em 100 000 horas.

Fonte: (ENNIS & CZYRSKA, 2002).

A temperatura de serviço mais elevada permite obter uma maior eficiência energética nas usinas termoeletricas, uma vez que este material pode ser utilizado em maiores intervalos de temperatura e pressões de serviço (ENNIS & CZYRSKA, 2002).

O efeito da temperatura no limite de escoamento e no limite de resistência está representado nos gráficos da Figura 5. Observa-se uma diminuição destas propriedades com a elevação da temperatura.

Figura 5 - Influência da temperatura no (a) limite de escoamento (LE) e (b) limite de resistência (LR) para o aço Grau 91 (ROBERTS & CANONICO apud API TR 938-B).

A redução de espessura de parede de vasos de pressão e de tubulações aumentam a produtividade na construção e montagem, com a redução de peso da estrutura e um menor tempo da soldagem é outra vantagem do aço Grau 91. Na Figura 6 é comparada a espessura da tubulação em Grau 91 e P22 para as mesmas condições de serviço (EPRI, 2001).

Figura 6 - Comparação de espessura nas mesmas condições de projeto dos aços Grau 91 e P22 (EPRI, 2001).

3.2.3 Relação da microestrutura e tratamento térmico com as propriedades mecânicas do aço Grau 91

O aço Grau 91 é normalmente utilizado em serviço na condição de temperado e revenido. Esta condição é obtida por meio de um tratamento de normalização, o qual consiste na austenização na temperatura de 1040°C e resfriado ao ar, seguido de um revenimento na temperatura de 780°C. Estes tratamentos resultam numa estrutura de martensita revenida (placas) com alta densidade de discordâncias e uma fina distribuição de carbonetos e carbonitreto (SAWADA, 2015). Os carbonetos obtidos são do tipo $M_{23}C_6$ ($M = Cr, Fe, Mn$ e Mo , sendo o Cr o principal elemento de liga) e carbonitreto MX ($M = V$ ou Nb e $X = C$ ou N) também estão presentes na microestrutura, conforme indicado Figura 7 (ROCHA, 2012 e BENTO, 2014).

Esta microestrutura é muito estável nas temperaturas de serviço até 600°C e consequentemente confere uma boa resistência a fluência.

A execução adequada do revenimento, além de aliviar tensões da estrutura martensítica, também controla a formação de precipitados. A resistência em temperaturas elevadas desta classe de aços ferríticos são obtidas a partir de: controle do teor de C (0,08-0,12%), endurecimento por solução sólida (especialmente provocado pelo Molibdênio), da microestrutura de martensita

revenida com alta densidade de discordâncias e precipitados finos (carbonetos e carbonitretos) distribuídos na microestrutura (DAS, C. R., et al., 2008)

Figura 7 - Esquema representativo da microestrutura do aço Grau 91 (ABE, 2008).

O aço Grau 91 contém Nb e V como elementos de liga que formam carbonetos e carbonitretos responsáveis pela sua notável resistência à fluência. Estas partículas são formadas durante a fabricação e tratamento térmico.

O aço Grau 91 apresenta alta temperabilidade, ROBERTS & CANOMICO (1986) mostraram que mesmo com taxas de resfriamento baixas (0,2 °C/s) pode-se obter uma estrutura com 100% martensita, ou seja, com um resfriamento ao ar.

Na figura 8 estão representados os valores de dureza Rockwell C (HRC) obtidos pelo método de Jominy realizados a partir de uma amostra de 101,6 mm (4 polegadas) de comprimento, empregando-se aço Grau 91 e o aço P22, com aproximadamente o mesmo teor de carbono. Verifica-se que o aço Grau 91 mantém alta temperabilidade, mesmo para maiores distâncias da superfície de resfriamento (API TR 938-B, 2008), ou seja, obtém-se elevada dureza da microestrutura com a profundidade, mesmo com taxas de resfriamento mais baixas.

Figura 8 - Medida da temperabilidade do aço Grau 91 pelo método de Jominy em comparação com o aço P22 (API TR 938-B, 2008).

Na Figura 9 observa-se o diagrama de transformação de resfriamento contínuo (TRC) a partir do campo austenítico, obtida para o aço Grau 91 na condição de normalizada e revenida. Informações gerais da composição e taxas de resfriamento necessárias para formar martensita estão resumidas no diagrama TRC esquemático, que apresenta a influência da taxa de resfriamento no comportamento das transformações e na dureza do aço.

Figura 9 - Diagrama TRC obtidas para o aço Grau 91: Influência da taxa de resfriamento no comportamento das transformações e na dureza do aço (Adaptado de EPRI, 2011).

Neste diagrama da Figura 9 estão sobrepostas nove curvas de resfriamento, que resultam na formação principalmente de uma microestrutura martensita para resfriamentos mais rápidos e microestrutura ferrita/carbonetos para tempos de resfriamentos maiores. Acompanhando, por exemplo, a curva de resfriamento mais lenta, observa-se que esta passa pela região de formação da ferrita e carbonetos (F+C). Assim, quando o aço alcançar a temperatura ambiente, sua microestrutura é formada por estes dois constituintes e apresenta uma dureza Vickers da ordem de 150 HV.

Na maioria dos casos, o resfriamento a partir da temperatura de austenitização à temperatura ambiente provoca uma microestrutura metaestável contendo 100% martensítica com diversas taxas de resfriamento, uma vez que o

“nariz” do campo de estabilidade de ferrita e carbonetos (F+C) encontra-se bastante deslocado para a direita do diagrama, possuindo um campo extenso de velocidades de resfriamento, que propiciam uma microestrutura 100% de martensita. O que pode ser observado inclusive para baixas taxas de resfriamento, isto é, tempos maiores, na região à direita da figura 9.

Dependendo da composição química do metal de base do aço Grau 91, a temperatura de transformação inferior Ac_1 pode chegar a 750°C, mas a maioria dos valores varia entre 790 e 820°C. A temperatura de transformação superior Ac_3 varia entre 891 e 941°C (ARBAB aput API TR 938-B, 2008).

Na Figura 10 é mostrada a variação da temperatura de transformação Ac_1 , em função da soma dos teores de Ni e Mn contidos no metal de solda do aço Grau 91, de forma que quanto maior a soma destes elementos de liga, menor a temperatura Ac_1 (EPRI, 2011).

Figura 10 - Temperatura Ac_1 em função da soma dos teores de Ni e Mn contido no metal de solda do aço Grau 91 (EPRI, 2011).

A partir da figura 10 é evidente que um valor de Ni + Mn inferior a 1,5 a temperatura Ac_1 para o metal de solda do aço P91 é maior que 760°C, que é a temperatura de patamar recomendada para os tratamentos térmicos de

revenimento e pós-soldagem. Sendo assim, muitos fabricantes estão especificando um teor máximo de Ni + Mn no metal de solda de 1%. Essa limitação é mais um passo para evitar que a temperatura do TTPS não exceda A_{c1} do material, provocando a austenitização e consequente formação de martensita indesejada (virgem).

No início de faixa de composição química da ASME do aço Grau 91 (0,08C, 8,0Cr, 0,85Mo, 0,20Si, 0,18V - vide Tabela 2), o início e término temperaturas de transformação martensítica (M_s) e (M_f), são de 400°C e 209 °C, respectivamente. No final da faixa da composição química para ASME do aço P91 (0,12C, 9,5Cr, 1,05Mo, 0,50Si, 0,25V - vide Tabela 2), as temperaturas M_s e M_f são aproximadamente 339°C e 149°C, respectivamente. Pode-se supor que o M_f conservador encontra-se acima de 100°C (COHN et alii, 2005), que também varia com o tamanho do grão austenítico anterior (ARBAB apud API TR 938-B, 2008). Observa-se que a temperatura final de transformação martensítica (M_f) é menor do que a temperatura de preaquecimento e interpasse sugeridas para a soldagem do material, sendo assim, deve-se garantir que toda a martensita esteja formada antes de iniciar o TTPS, com um necessário resfriamento depois da soldagem na temperatura entre 20 e 100°C.

3.2.4 Práticas de soldagem do Grau 91

3.2.4.1 Considerações iniciais

O processo de soldagem introduz complexidades adicionais associadas com os ciclos térmicos envolvidos nas diversas regiões da junta e as variações na composição química entre o metal de adição e o MB, sendo assim, é evidente que a operação de soldagem deve ser realizada cuidadosamente por pessoal qualificado e usando procedimentos adequados e previamente qualificados (Especificação de Procedimentos de Soldagem - EPS).

Após a fabricação e os tratamentos térmicos realizados em tubos de aço Grau 91 pode ser necessária sua união por soldagem, para diversas aplicações. Os trabalhos e desafios mais recentes visam obter microestrutura, propriedades e desempenho adequado deste aço quando soldado, que por razões diversas podem sofrer degradação de suas propriedades. De acordo com HEUSER et al. (2002), o problema central no desenvolvimento intensivo dos

metais de adição do Grau 91 consistiu em primeiro lugar garantir valores de alta tenacidade (mínimo requerido equivalente ao MB) no metal de solda, com o menor tempo possível de TTPS.

De acordo com EPRI (2011, p. G-1), a utilização de metais de adição com teor de Ni + Mn excedendo 1,2% pode exigir que o componente seja resfriado a temperaturas abaixo de 95°C para assegurar a completa transformação da austenita em martensita antes do TTPS. Deve ser observado, que para soldas de campo sujeitas a cargas aplicadas, esta exigência pode envolver um risco significativo de fratura da solda.

A partir de 2009 o aço Grau 91 foi classificado em um novo e exclusivo P-number: 15E para o código ASME.

3.2.4.2 Processos de soldagem

O aço Grau 91 é usualmente soldado em condições satisfatórias com os processos Eletrodo Revestido (SMAW), TIG (GTAW), Arco Submerso (SAW) e Arame Tubular (FCAW).

Conforme norma N-133 da Petrobras, no processo TIG recomenda-se que o gás inerte de proteção na soldagem do aço Grau 91 seja de alta pureza, basicamente com 99,998 % de argônio.

Segundo o guia EPRI, especial cuidado deve ser tomado nos processos de soldagem que possuem proteção com camada de escória, como por exemplo os processos eletrodo revestido (SMAW), arco submerso (SAW) e arame tubular (FCAW), em especial na limpeza interpasses, uma vez que, a escória pode apresentar elevada aderência ao metal líquido (EPRI, 2011).

Apesar de todos os processos a arco poderem ser usados na soldagem do aço P91, os processos, eletrodo revestido (SMAW) e TIG são os mais usados. O processo eletrodo revestido (SMAW) apresenta maior facilidade na produção do consumível de soldagem. O TIG tem como aspectos positivos a deposição com menores teores de oxigênio, o que resulta em cordões de soldagem com maior tenacidade (AWS A5.23 e EPRI, 2007).

3.2.4.3 Consumíveis de soldagem

Os consumíveis de soldagem devem ser formulados para proporcionar depósitos de solda com composição química adequada, mínima quantidade de porosidade e resistência similar ao MB do Grau 91.

A especificação correta do consumível a ser utilizado está ligado a integridade da junta, de forma a garantir as propriedades mecânicas requeridas no projeto. Os seguintes metais de adição são indicados para soldagem do Grau 91, conforme especificações dos códigos ASME e AWS:

- Eletrodo revestido (SMAW): SFA 5.5:2008 – E901X-B9
- GMAW / GTAW: SFA 5.28: 2008 – ER90S-B9
- SAW: SFA 5.23:2007 – EB9
- FCAW: SFA 5.29:2008 – E9XT1-B9

Na medida do possível, a composição química do consumível correspondente deve estar em conformidade com as restrições elementares especificadas no ANEXO D, em relação ao processo de soldagem.

3.2.4.4 Preaquecimento e temperatura de interpasse

É essencial um controle do preaquecimento a ser empregado na soldagem. Os códigos adotam como valor mínimo requerido em torno de 200°C, mas para espessuras maiores que 12 mm pode chegar a 250° C (Petrobras N-133, 2015). Enquanto não for realizado o TTPS o metal de solda e parte da ZAC têm estrutura martensítica, frágil e susceptível à ocorrência de trincas. A função principal do preaquecimento é controlar a taxa de resfriamento da junta soldada, para minimizar ou evitar a formação de fases frágeis na zona fundida e ZAC. Além do mais, é empregado para evitar umidade na peça, reduzir a quantidade de hidrogênio adsorvido e resfriamento muito acelerado, melhorando assim a soldabilidade.

O controle das temperaturas de preaquecimento e de interpasses empregado em qualquer processo de soldagem mencionado, anteriormente, é de fundamental importância para a obtenção de soldas que atendam as propriedades mecânicas requeridas.

A temperatura interpasses máxima deve ser mantida dentro dos limites preestabelecidos pelas normas, geralmente na faixa de 300 a 370°C. A temperatura máxima de interpasse ajuda a prevenir a possibilidade de fissuração

à quente devido ao teor de Si e Nb no metal de solda ao se solidificar (COLEMAN & NEWELL, 2007).

A princípio não deve haver interrupção da soldagem antes de se completar a junta. Caso não possa ser evitada a interrupção deve-se manter a temperatura mínima interpasse aplicada e se garantir uma seção resistente suficiente. Deve se ressaltar que a tenacidade do material nessa condição é muito baixa. Embora não seja uma prática recomendada, se a temperatura da junta cair abaixo da temperatura de preaquecimento, as soldas interrompidas devem ter pelo menos um terço da espessura final da parede do componente, deve-se remover o hidrogênio antes com um resfriamento lento à temperatura ambiente e evitar umidade na junta até que a soldagem seja reiniciada com o preaquecimento apropriado. Essas precauções são necessárias, visto que, na condição de como soldado, a junta é vulnerável à fissuração por corrosão sob tensão (EPRI, 2011).

3.2.4.5 Pós-aquecimento

É recomendado um pós-aquecimento imediatamente após a soldagem, para permitir a saída de hidrogênio da peça, eliminando o risco de ocorrência de trinca a frio. Esse procedimento é ainda mais importante nos casos em que a peça precisa ser movimentada, como por exemplo quando ela tem que ser levada até o forno onde é realizado o TTPS.

A junta soldada deve ser aquecida a uma temperatura em torno de 300°C, por um tempo em função da espessura da junta (1 min/mm, com no mínimo 15 min.), de acordo com norma N-133 (2015). Decorrido o tempo de tratamento deve-se permitir a redução da temperatura da peça até a temperatura ambiente, abaixo de M_f , conforme diagrama de transformação (vide figura 9), empregando-se para isso uma taxa de resfriamento controlada (EPRI, 2011). Dessa forma, espera-se que toda a austenita formada seja transformada para martensita, que então é revenida no TTPS. Nesse momento a peça possui uma dureza elevada (média de 463 HV), e muito baixa tenacidade (menos de 10 J no ensaio de impacto Charpy), de acordo com EPRI (2002) e PANDEY et al. (2016, p.45). Caso essa etapa não seja executada, pode haver a formação de martensita não revenida após a realização do tratamento térmico, o que pode implicar em durezas elevadas e risco de ocorrência de trincas.

3.2.4.6 Propriedades metalúrgicas durante a soldagem e TTPS

A microestrutura do MB do aço Grau 91 é composta de martensita revenida com carbonetos e carbonitretos. Estes precipitados ficam alojados nos contornos de grão da austenita prévia e na matriz de martensita revenida. Durante a realização da soldagem as regiões adjacentes do metal de base são submetidas a ciclos térmicos, cujas temperaturas de pico decrescem à medida que, se afasta do eixo central da solda. Nestas condições, pode-se esperar alterações microestruturais, em relação ao material original, ao longo de sua seção transversal, portanto existem três regiões básicas: MS, ZAC e MB.

Durante a soldagem na região do MS, com o aquecimento atinge a temperatura de fusão com os precipitados, sendo completamente dissolvidos e após o ciclo de resfriamento da soldagem, começam a se formar os primeiros constituintes sólidos e conforme a temperatura cai há transformação total da austenita em martensita não revenida (virgem) e alguns carbonetos. Essa microestrutura possui alta resistência e baixa tenacidade (SILWAL, 2013 e DAS, 2008).

A resistência mecânica em juntas soldada do aço Grau 91 pode diminuir de forma abrupta, em razão da presença de microestruturas de não equilíbrio da zona afetada pelo calor (ZAC) ocasionada pela exposição a elevadas temperaturas e alta velocidade de aquecimento e de resfriamento provocados pelos ciclos térmicos de soldagem obtendo-se uma microestrutura complexa.

Sendo assim, após o resfriamento da junta soldada existe a perda de tenacidade e a necessidade da realização de TTPS, para diminuir a dureza e, conseqüentemente, aumentar a tenacidade da junta soldada (MAYR, 2007 e KOU, 1987). O tratamento térmico realizado com elevada temperatura e tempos muito longos provocam perda significativa do limite de resistência do material e degradação da microestrutura. Por outro lado, em temperaturas baixas e tempos curtos não provocam o efeito desejado do tratamento por não possibilitar a reversão da martensita grosseira. Neste caso deve existir um correto balanço entre as condições usadas no tratamento para realizar o revenimento da martensita abaixo da temperatura de formação da austenita.

X. Yu et al. (2013) mostraram um esquema da evolução da microestrutura na região da zona afetada pelo calor (ZAC) do Grau 91 durante a soldagem e TTPS. Na figura 11 são mostrados os precipitados na martensita

revenida em cada estágio da manufatura, incluindo metal de base revenido antes da solda, ciclos térmicos da soldagem e TTPS. Na condição original, antes da soldagem o aço Grau 91 contém $M_{23}C_6$ e MX precipitados numa matriz de martensita revenida. Durante a soldagem, com o aquecimento da ZAC, os grãos da austenita nucleiam e crescem. Os carbonetos de $M_{23}C_6$ são completamente dissolvidos na austenita, mas o MX permanece inalterado. Dependendo da quantidade de carbonetos dissolvidos, a martensita formada na ZAC após a soldagem pode ser supersaturada em carbono.

Quando a amostra é submetida ao TTPS há uma competição entre a precipitação de novos carbonetos $M_{23}C_6$ e MX com o crescimento destas segundas fases. Os novos precipitados $M_{23}C_6$ distribuídos principalmente ao longo dos *PAGBs* (Prior Austenitic Grain Boundaries), sigla em inglês para “contornos de grão da austenita prévia”, melhoram as propriedades de fluência do material, enquanto precipitados “antigos” crescem e diminuem a resistência ao impacto.

Figura 11 - Esquema representativo mostrando a evolução da microestrutura na região da ZAC do Grau 91 durante a soldagem e TTPS: Distribuição de precipitados na matriz martensítica e no PAGB (X. Yu et al., 2013).

Na Figura 12 apresenta-se o ciclo de temperatura durante soldagem e TTPS para o aço Grau 91 (HEUSER et alii, 2002).

O processo de soldagem e os fatores de tratamento térmico exercem grande influência, particularmente nos valores de impacto do metal de solda. A temperatura de preaquecimento deve ser em torno de 200°C e a temperatura de interpasso máxima pode variar entre 250 a 300°C. Após a soldagem, é essencial

esfriar a uma temperatura abaixo de 100°C para permitir uma transformação completa da microestrutura em Martensita (EPRI, 2002).

Figura 12 - Ciclo de temperatura durante a soldagem e TTPS do aço Grau 91 (Adaptada de HEUSER et alii, 2002).

O TTPS é constituído por um aquecimento até temperaturas abaixo da linha de transformação A_{c1} , geralmente, as normas de soldagem e de projeto usadas na fabricação de equipamentos recomendam a temperatura de patamar entre 730 e 775°C e o tempo de patamar nesta temperatura, geralmente, é calculado a partir da espessura, com uma metodologia específica para cada código. Em valores acima de A_1 (860°C) pode ocorrer formação da austenita que quando resfriada forma martensita não revenida (virgem) com propriedades indesejadas. As taxas típicas de aquecimento e resfriamento do TTPS são de 80-120°C/h (EPRI, 2002).

3.2.5 Influência do TTPS nas propriedades mecânicas

Conforme informado anteriormente, é obrigatória a realização de TTPS no aço Grau 91, independente da espessura soldada. Neste tratamento térmico toda a martensita é revenida causando a relaxação de tensões internas, a peça

tem seus níveis de dureza diminuídos e a tenacidade aumentada, que são as condições ideais de aplicação (TEIXEIRA e NEVES, 2015).

A dureza deve ser reduzida a valores entre 196 e 265 HV e a tenacidade deve superar os 27 J requeridos por norma (ASTM A335 e ASME B31.3).

A temperatura de patamar (encharque) no tratamento deve ser respeitada e bem monitorada. Exceder a temperatura máxima pode comprometer a resistência à fluência do material, enquanto temperaturas abaixo da mínima estabelecida ocasionam durezas elevadas demais e baixa tenacidade.

Na Figura 13 é mostrada a influência da temperatura e do tempo de tratamento térmico sobre a tenacidade (energia absorvida) de metal depositado de Grau 91 em ensaio de impacto Charpy (API TR 938-B, 2008).

Figura 13 - Influência dos parâmetros de tratamento térmico pós-soldagem na energia absorvida de metal depositado de Grau 91 (API TR 938-B, 2008).

Pode-se observar a influência da temperatura e do tempo de TTPS, ambos os parâmetros influenciam a energia absorvida da junta soldada.

De acordo com os dados da Figura 14, no estado de soldado sem TTPS, a propriedade de deformação, caracterizada por energia de impacto e dureza, é baixa, a energia absorvida é menor do que 20 J. Na Figura 14 é

mostrado também, a dependência da energia de impacto em relação a posição da retirada das amostras numa junta soldada, com espessura de parede de 40 mm no processo SAW. Na região da raiz da junta (B) as energias absorvidas são menores do que na região do topo da junta (A), pois a quantidade de MB fundido na raiz é maior do que no topo, isto significa um menor teor de Nb e um maior teor de Ni no topo de solda, que provoca uma tenacidade mais elevada, com valores maiores que 110 J (HEUSER, H. et alii, 2002).

Figura 14 - Tenacidade em relação a localização de retirada dos corpos de prova de ensaio Charpy na junta soldada pelo processo SAW com e sem TTPS – Tubo Grau 91 (HEUSER, H. et alii, 2002).

As durezas típicas (HV10) do aço Grau 91 soldadas com o processo eletrodo revestido, em relação à temperatura de patamar e ao tempo de TTPS são apresentadas na Figura 15 (API TR 938-B, 2008). O revenimento adequado da microestrutura martensítica é essencial para obter uma boa tenacidade. Na prática, isso envolve a seleção de uma temperatura e tempo apropriados. Recomenda-se 760°C a temperatura do TTPS, dependendo da capacidade de aquecimento do equipamento e do teor de Ni no metal de adição na soldagem. O tempo de TTPS deve ser no mínimo de 2 horas para proporcionar uma boa tenacidade (EPRI, 2001).

Figura 15 - Influencia do tempo e da temperatura de TTPS na dureza do metal de solda do Grau 91 soldado pelo processo eletrodo revestido (API TR 938-B).

TANIGUCHI e YAMASHITA (2013) em sua pesquisa utilizaram na soldagem por eletrodo revestido do aço Grau 91, dois materiais de adição (MA) com porcentagens diferentes de Mn + Ni. Posteriormente, foram realizados TTPS, acima do seu ponto de transformação Ac_1 visando a avaliação das propriedades mecânicas. Os resultados obtidos indicaram que a temperatura de TTPS para o metal de solda de aço Grau 91 não deve ser determinado apenas na base do teor em Mn + Ni ou o ponto de transformação Ac_1 , mas sim deve ter em consideração as propriedades mecânicas, incluindo o desempenho à fluência da junta soldada.

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 Material de base

O material de base usado neste estudo foi o aço Grau 91 fabricado nas formas de, tubo sem costura (ASTM A 335 Gr. P91) e curva forjada de 90° (ASTM A 234 Gr. WP91), que foram comprados pela Petrobras para a construção e montagem da tubulação de transferência da Usina Termoeletrica (UTE) Euzébio Rocha, em Cubatão, SP. O tubo e a curva têm 14" de diâmetro externo (355,6 mm) e espessuras de parede respectivamente de 27,0 mm e 35,71 mm.

O material como recebido, de acordo com o fabricante, foi submetido ao tratamento de normalização e revenimento, que consiste numa austenização a 1050°C por 5 minutos, com resfriamento ao ar, e revenido a 780°C por 45 minutos.

A soldagem manual do tubo com a curva foi conduzida na área de transferência da Usina Termelétrica (UTE) Euzébio Rocha e a Refinaria Presidente Bernardes (RPBC).

4.2 Preparação da junta e processo de soldagem

Na borda do tubo/curva foi realizado uma solda de topo, conforme a geometria indicada na Figura 16.

Figura 16 - Geometria e dimensões (mm) do chanfro em V utilizados na soldagem da tubulação (tubo e curva).

Fonte: autor.

O processo TIG foi usado na soldagem da raiz, enquanto a soldagem dos passes de preenchimento e de acabamento da junta foram realizados com o processo eletrodo revestido (SMAW), conforme mostrado de forma esquemática na Figura 17. A junta foi preparada para soldagem na posição de teste 5G, o tubo com seu eixo horizontal e chanfro de soldagem num plano vertical, conforme ASME IX, QW-461.4.

Figura 17 - Detalhe da execução da soldagem da raiz (TIG) e demais camadas: enchimento e acabamento (Eletrodo revestido).

Fonte: autor.

As variáveis de soldagem utilizadas para a produção da junta, bem como informações referentes ao controle de calor e consumíveis estão resumidas na Tabela 5, que incluem tipo ou grau do metal de base, processo de soldagem, tipos de consumíveis e suas características, projeto de junta, posição de soldagem, temperatura de preaquecimento e entre passes, corrente, tensão, polaridade, gás de proteção e número aproximado de passes.

Tabela 5 - Condições de soldagem para controle do processo

MB e preparação de soldagem		
P-Number	15E	
Tipo ou Grau do MB	P91/WP91	
Posição de Soldagem	5G	
Junta / Chanfro	Topo / V	
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	250	
Processo de Soldagem		
	Soldagem de Raiz (TIG)	Soldagem de enchimento (Eletrodo Revestido)
Metal de adição	ER-90S-B9	E-9015-B9
Diâmetro (mm)	(ϕ)=3,2 mm	(ϕ)=3,25/4,00 mm
Marca comercial	THERMANIT MTS 3	THERMANIT Cr 9 V
Gas de proteção/vazão	Argônio - 13 a 18 l /min.	-
Sequência de passes	3 passes 2 camadas	20 passes 7 camadas
Intervalo de corrente (A)	90-120 A	100-145 A
Polaridade	CCEN	CCEP
Diâmetro eletrodo W (mm)	(ϕ) =2,4 mm	-
Temperatura de interpasse (°C)	350	

Fonte: autor.

4.3 Tratamento térmico pós-soldagem (TTPS)

Após a soldagem o tubo de teste foi resfriado para remoção dos corpos de provas do material. Na Figura 18 é mostrado um trecho de 600 milímetros a ser usado para retirada de amostras.

Figura 18 - Imagem da remoção dos corpos de prova do material após soldagem: Tubo 14", espessura de 27 mm.

Fonte: autor.

Na Figura 19 é mostrado o sistema de corte com serra das seções e das amostras para testes. Na Figura 20 apresenta-se a seção transversal da junta soldada.

Figura 19 - Detalhe de Corte com serra do corpo de prova para execução dos ensaios.

Fonte: autor.

Figura 20 - Imagem da seção transversal da junta de topo soldada no tubo de teste para preparação dos corpos de prova.

Fonte: autor.

Na figura 21 são apresentadas algumas amostras extraídas do tubo de teste, que foram utilizadas para a realização do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) e análise das propriedades da junta soldada.

Figura 21 - Corpos de prova removidos do tubo de teste para execução do TTPS em forno.

Fonte: autor.

As amostras extraídas da região da junta soldada foram submetidas ao TTPS em forno tipo KO, marca Brasimet 646 com controlador de temperatura, conforme mostrado na figura 22.

Figura 22 - Forno com controlador de temperatura para execução do TTPS nas amostras removidas do tubo de prova.

Fonte: autor.

As velocidades de aquecimento do tratamento térmico pós soldagem estão indicadas na Tabela 6. O tratamento térmico pós-soldagem foi realizado na temperatura de 760° C.

Durante os períodos de aquecimento e de retenção da temperatura de tratamento, a atmosfera do forno foi controlada para evitar a oxidação excessiva da superfície dos corpos de provas.

Neste trabalho, o tempo no patamar no TTPS foi variado, em 1, 4 e 8 horas, visando verificar a evolução das propriedades mecânicas do tubo e da junta soldada.

Portanto, foram obtidas quatro diferentes condições metalúrgicas, isto é, uma condição sem TTPS e três condições com TTPS (variação do tempo de patamar do revenimento). Os parâmetros para execução do tratamento térmico, taxa de aquecimento, taxa de resfriamento, tempo de patamar, temperatura de patamar são indicados na Tabela 6.

Tabela 6 - Parâmetros de execução do TTPS realizados no aço Grau 91

Condições de TTPS	
Razão de aquecimento	100°C/h de 80 até 550°C e 70°C/h de 550 até 760°C
Temperatura de patamar	760°C
<ul style="list-style-type: none"> • CS (como soldado) • T760 1 h • T760 4 h • T760 8 h 	<ul style="list-style-type: none"> • Soldado sem tratamento • CS + TTPS a 760°C por 1h • CS + TTPS a 760°C por 4h • CS + TTPS a 760°C por 8h
Razão de resfriamento	80°C/h de 760 até 550°C e 150°C/h de 550 até 80°C

Fonte: autor.

O gráfico produzido pelo registrador de temperatura foi impresso em uma folha de papel próprio, por meio de um mecanismo que o traciona a uma velocidade constante estabelecida. Onde o termopar foi identificado pela cor verde que caracteriza a curva do gráfico de tratamento térmico. O gráfico do ciclo térmico de 4 horas de permanência na temperatura de 760°C com as respectivas razões de aquecimento e resfriamento está representado no ANEXO L.

4.4. Ensaios não destrutivos

A junta soldada foi submetida aos ensaios visual, partícula magnética e ultrassom antes e após o tratamento térmico para verificação de descontinuidades no metal de solda.

O visual de soldagem seguiu os critérios de aceitação da norma ASME B31.3 e norma de referência Petrobras N-1597, utilizando os instrumentos calibre de solda e luxímetro digital, seguindo procedimento de inspeção aprovado com o objetivo de garantir a preparação adequada da junta, ajustar as dimensões em conformidade com o projeto, detectar descontinuidades inaceitáveis e conferir a precisão dimensional das soldas.

Os ensaios por meio de partículas magnéticas foram executados conforme procedimento aprovado, norma de referência Petrobras N-1598 e seguiu os critérios de aceitação da norma ASME B31.3 utilizando a técnica de magnetização “Yoke” (longitudinal) visando localizar descontinuidades superficiais e subsuperficiais da junta soldada com equipamento marca Metal Check.

O ensaio não destrutivo por meio de ultrassom foi realizado na junta soldada com o equipamento USN50-5296 e utilizados cabeçotes angulares de 60° e 70°, modelos MWB60N4 e MWB70N4, com frequência de 4 MHz e dimensões 8 X 9 mm, conforme procedimento aprovado, norma de referência Petrobras N-1594 e seguindo os critérios de aceitação da norma ASME B31.3 para verificação de descontinuidades internas do metal depositado.

4.5 Análises químicas

As análises dos elementos C, Mn, Si, P, S, Cr, Ni, Mo, Al, Cu, Ti, V e Nb foram feitas pelo Espectrômetro de emissão óptica no equipamento marca ARL, modelo 3460 mostrado na Figura 23. Estes ensaios foram realizados conforme a norma ASTM E 415.

Figura 23 - Vista do Equipamento de Espectrômetro de Emissão Óptica (EEO), marca ARL para determinação dos elementos na região da junta soldada.

Fonte: autor.

Na figura 24 pode ser observado o posicionamento da amostra soldada na área de queima da fonte de excitação para as análises dos elementos químicos na região da junta soldada.

Figura 24 - Corpo de prova soldado para realização da queima para análise dos elementos químicos na região do metal de solda.

Fonte: autor.

Figura 25 - Regiões das análises químicas na seção transversal da junta soldada: ponto 1 e 2 (raiz - TIG) e 3, 4 e 5 (enchimento – eletrodo revestido).

Fonte: autor.

A junta soldada sem tratamento foi submetida à análise química na seção transversal com o objetivo de determinar os teores dos principais elementos presentes no metal de solda e metal de base, do tubo e da curva. Na Figura 25 é mostrada a região do cordão de soldagem no qual foram realizadas as análises. Foram realizadas duas análises na região do depósito do processo

TIG (raiz da solda) e três no processo eletrodo revestido (passes de enchimento), conforme indicado na Figura 25 com a localização dos cinco pontos.

As análises dos elementos oxigênio e nitrogênio foram feitas via combustão no equipamento marca LECO, modelo TC 400 mostrado na Figura 26, conforme indicação da norma ASTM E 1019.

Figura 26 – Imagem do equipamento marca LECO, modelo TC 400, para análise dos elementos oxigênio e nitrogênio.

Fonte: autor.

4.6 Análise microestrutural

4.6.1. Macrografia

Foram retiradas amostras, da seção transversal da junta soldada, com o objetivo de verificar o número de passes, zona de ligação, zona afetada pelo calor e as descontinuidades estruturais e dimensionais provenientes de cada processo de soldagem. O corpo de prova foi cortado com serra e depois feito uma limpeza para iniciar o lixamento na direção perpendicular aos riscos existentes com granulação até 600 microns. Para o ataque químico foi realizado esfregando um chumaço de algodão com reagente água Régia em álcool na superfície a ser

atacada, até que as regiões da junta se tornassem visíveis, conforme Figura 27. O ensaio foi realizado com base no método descrito na ASTM E 340.

Figura 27 - Ataque com água Régia na superfície do corpo de prova com dimensões aproximadas de 30 X 25 X 300 mm, com seta indicando a região de soldagem.

Fonte: autor.

4.6.2. Observação microestrutural

Para caracterização microestrutural foram analisadas amostras para a condição de soldado sem tratamento, e TTPS a 760°C por 1, 4 e 8 horas, sendo a seção transversal da junta soldada a área de interesse. As amostras foram preparadas por lixamento e polimento mecânico. O reagente utilizado para ataque químico foi o Vilella e a preparação do corpo de prova e o método de ensaio, respectivamente, conforme ASTM E3 e ASTM E7. Em cada junta foram feitas observações no metal de base, na zona afetada pelo calor e na região do metal de solda.

A caracterização microestrutural foi realizada utilizando microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). As observações foram realizadas no microscópio marca Olympus GX 51, mostrado na Figura 28 com aumentos de 200, 500 e 1000X e no equipamento MEV da marca Philips, modelo XL-30, com EDS e analisador de imagens.

Figura 28 - Microscópio óptico utilizado, marca Olympus, modelo GX 51, para caracterização microestrutural do material.

Fonte: autor.

4.6.3 Observação fractográfica

As análises das superfícies das fraturas dos corpos de prova de tração à quente (540°C) da região do metal de solda nas condições sem TTPS e com TTPS a 760°C por 4 e 8 horas foram caracterizadas, usando o microscópio eletrônico por varredura (MEV) Tabletop da marca Hitachi, modelo TM3000, com EDS e analisador de imagens, mostrado na Figura 29.

Figura 29 - Microscópio Eletrônico de Varredura Tabletop Hitachi, TM3000, utilizado para caracterizar as fraturas de tração à quente.

Fonte: autor.

4.7 Propriedades mecânicas da junta soldada

4.7.1 Ensaio de tração convencional

Foram realizados dois ensaios de tração para cada condição de TTPS, com as amostras retiradas do sentido transversal à solda nas seguintes condições: Soldado sem tratamento (CS), TTPS a 760°C por 4 horas (T760 4h) e TTPS a 760°C por 8 horas (T760 8h). Entre as propriedades mecânicas que foram avaliadas incluem-se: resistência à tração (LR), limite de escoamento (LE), ductilidade, alongamento e redução de área.

As amostras para os ensaios de tração convencional do metal de solda foram ensaiadas em temperatura ambiente na máquina universal Tinius Olsen MTR-006, escala 60 toneladas, preparadas e conduzidas conforme norma para ensaio mecânico ASTM A370.

Na Figura 30 são mostradas esquemas das vistas e as dimensões dos corpos de prova transversais à solda de seção circular.

Figura 30 - Esquema com a dimensão do corpo de prova de tração transversal das soldas de acordo com a norma ASTM A370.

4.7.2 Ensaio de tração à quente

Foram fabricados doze corpos de prova para ensaios de tração à quente na temperatura de 540°C. Amostras de geometrias cilíndricas foram retiradas do sentido transversal e longitudinal da junta soldada, no metal de base do tubo e da curva (Figura 31), com TTPS por 1 hora, 4 horas e 8 horas de permanência na temperatura de patamar (760°C).

Figura 31 – Esquema com os locais de remoção dos corpos de prova com suas respectivas orientações numa junta soldada (AWS WHC1.06, 2001).

Sendo assim, foram preparados quatro conjuntos (um para cada tempo de tratamento) com quatro corpos de provas de cada conjunto. As seguintes condições de ensaio foram aplicadas:

CS (como soldado) - 4 ensaios com temperatura de 540°C - região transversal e longitudinal da solda, metal de base do tubo e da curva.

T760 1h - 4 ensaios com temperatura de 540°C - região transversal e longitudinal da solda, metal de base do tubo e da curva.

T760 4h - 4 ensaios com temperatura de 540°C - região transversal e longitudinal da solda, metal de base do tubo e da curva.

T760 8h - 4 ensaios com temperatura de 540°C - região transversal e longitudinal da solda, metal de base do tubo e da curva.

Preparação do corpo de prova conforme ASTM E8 e o método do ensaio estabelecido na norma ASTM E21. Na Figura 32 são mostrados alguns corpos de prova cilíndricos com diâmetro de 9 mm na região útil, com rosca tipo M16 para pega da máquina.

Figura 32 - Geometria dos corpos de prova para o ensaio de tração à quente.

Fonte: autor.

Os ensaios foram executados na Máquina universal Tinius Olsen MTR-006, escala 60 toneladas. Na Figura 33 é mostrado o equipamento utilizado para realização deste ensaio com o posicionamento do corpo de prova.

Figura 33 - Máquina universal utilizada para ensaios de tração à quente com forno elétrico e extensômetro fixado no corpo de prova.

Fonte: autor.

Os ensaios foram realizados com velocidade constante (0,005 mm/min) até a determinação do escoamento, onde foram removidos os extensômetros. Em seguida a velocidade foi aumentada para 0,05 mm/min até a ruptura do corpo de prova.

Foram avaliadas as propriedades mecânicas à quente em todas as condições, incluindo-se resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e redução de área.

4.7.3 Ensaio de dureza

Foram realizadas medidas de dureza pelo método “Vickers” com carga de 5 Kgf e o ensaio foi conduzido conforme a norma ASTM E 92. Os perfis de dureza foram efetuados com medições na seção transversal conforme Figura 34, com quatro eixos de medição na seção transversal de cada junta, denominados por eixos I, II, III e IV, desde próximo à parede externa do tubo até próximo à parede interna.

Figura 34 - Esquema com os pontos de medição de dureza na seção transversal da junta soldada, totalizando 93 medições.

Fonte: Adaptado N-133, 2015 (perfil de dureza para chanfro V).

No primeiro e no segundo eixo foram feitas doze medições no metal de base (seis no tubo e seis na curva), seis na ZAC (três em cada lado) e seis na Zona Fundida (ZF). No terceiro eixo foram feitas doze medições no metal de base (seis no tubo e seis na curva), seis na ZAC (três em cada lado) e cinco na Zona Fundida (ZF). No quarto eixo foram feitas doze medições no metal de base (seis no tubo e seis na curva), seis na ZAC (três em cada lado) e quatro na Zona Fundida (ZF). Dessa forma, totalizando 93 medições para cada junta soldada nas

condições de CS, T760 1h, T760 4h e T760 8h. Foi calculado o valor médio de dureza da cada região da junta soldada: Metal de base do tubo, ZAC do tubo, ZF, ZAC da curva e metal de base da curva.

O primeiro ponto no interior da zona afetada pelo calor (ZAC) está a 0,2 mm da linha de fusão, os demais pontos estão equidistantes em 0,5 mm. O equipamento utilizado para as medições de dureza foi o durômetro de bancada marca Reicherter, conforme Figura 35.

Figura 35 - Durômetro de bancada marca Reicherter com corpo de prova preparado por macrografia para determinação da dureza.

Fonte: autor.

4.7.4 Ensaio de impacto Charpy

Os testes foram realizados na temperatura de +20°C para três condições metalúrgicas diferentes: Soldado sem tratamento (CS), TTPS a 760°C por 4 e 8 horas. Os ensaios foram realizados na zona fundida (ZF) nas regiões da raiz e topo e no metal de base (MB) do tubo e da curva, sendo três corpos de prova retirados de uma mesma região (uma amostra), totalizando 36 ensaios.

- Zona fundida na raiz (deposito TIG): 9 corpos de prova
- Zona fundida do enchimento (deposito eletrodo): 9 corpos de prova
- Metal de base da curva: 9 corpos de prova
- Metal de base do tubo: 9 corpos de prova

Na Figura 36 é mostrada a localização de remoção de cada conjunto em relação à seção transversal da solda com o posicionamento do entalhe.

Figura 36 - Esquema com a posição de retirada dos corpos de prova das regiões da ZF e MB para ensaio de impacto.

Fonte: autor.

Todos os corpos de prova com entalhe na forma de um “V” de profundidade de 2,0 mm e ângulo de 45° com seção quadrada de 10 mm de lado e um comprimento de 55 mm, com o entalhe localizado no centro deste comprimento. Na Figura 37 estão indicadas as dimensões dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy.

Figura 37 - Normalização dos corpos de prova tipo Charpy entalhe em “V” com profundidade de 2,0 mm e dimensões 10 x 10 x 55 mm (AWS WHC1.06, 2001).

O equipamento usado para realizar este ensaio foi uma máquina de impacto marca “Tinius Olsen” MQI 004 de capacidade 408 J, e certificada pelo Instituto de Pesquisa Tecnológicas. As preparações dos corpos de prova e o método de ensaio seguiram os critérios estabelecidos na norma ASTM A 370. Na Figura 38 é mostrada a máquina utilizada para a realização do ensaio de impacto.

Figura 38 - Imagem da máquina utilizada no teste de impacto Charpy.

Fonte: PROAQT.

Na Tabela 7 está indicada a sequência usada para identificação dos corpos de prova de ensaio Charpy em função da posição do entalhe e condição metalúrgica.

Tabela 7- Identificação dos corpos de prova Charpy em função da posição do entalhe e da condição metalúrgica

Posição do entalhe	Como soldado	TTPS 4 h	TTPS 8 h
MS raiz	R01, R02, R03	R41, R42, R43	R81, R82, R83
MS topo	T01, T02, T03	T41, T42, T43	T81, T82, T83
MB tubo	M01, M02, R03	M41, M42, M43	M81, M82, M83
MB curva	C01, C02, C03	C41, C42, C43	C81, C82, C83

Fonte: autor.

O percentual de cisalhamento (fratura dúctil) foi determinado com a medida do comprimento (A) e a largura (B) da porção de aparência brilhante da fratura representado na Figura 39.

Figura 39 - Esquema com a medição da área de clivagem.

Fonte: ASTM A370, 2016.

A partir dos valores das dimensões de área de clivagem foi consultado a Tabela 8 para determinar o percentual de fratura dúctil.

Tabela 8 - Determinação do percentual de cisalhamento

Dimension B, mm	Dimension A, mm																		
	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0	4.5	5.0	5.5	6.0	6.5	7.0	7.5	8.0	8.5	9.0	9.5	10
1.0	99	98	98	97	96	96	95	94	94	93	92	92	91	91	90	89	89	88	88
1.5	98	97	96	95	94	93	92	92	91	90	89	88	87	86	85	84	83	82	81
2.0	98	96	95	94	92	91	90	89	88	86	85	84	82	81	80	79	77	76	75
2.5	97	95	94	92	91	89	88	86	84	83	81	80	78	77	75	73	72	70	69
3.0	96	94	92	91	89	87	85	83	81	79	77	76	74	72	70	68	66	64	62
3.5	96	93	91	89	87	85	82	80	78	76	74	72	69	67	65	63	61	58	56
4.0	95	92	90	88	85	82	80	77	75	72	70	67	65	62	60	57	55	52	50
4.5	94	92	89	86	83	80	77	75	72	69	66	63	61	58	55	52	49	46	44
5.0	94	91	88	85	81	78	75	72	69	66	62	59	56	53	50	47	44	41	37
5.5	93	90	86	83	79	76	72	69	66	62	59	55	52	48	45	42	38	35	31
6.0	92	89	85	81	77	74	70	66	62	59	55	51	47	44	40	36	33	29	25
6.5	92	88	84	80	76	72	67	63	59	55	51	47	43	39	35	31	27	23	19
7.0	91	87	82	78	74	69	65	61	56	52	47	43	39	34	30	26	21	17	12
7.5	91	86	81	77	72	67	62	58	53	48	44	39	34	30	25	20	16	11	6
8.0	90	85	80	75	70	65	60	55	50	45	40	35	30	25	20	15	10	5	0

Fonte: ASTM A370, 2016

Também foi comparado a aparência da fratura do corpo de prova com a aparência da fratura do quadro representado na Figura 40.

Figura 40 - Aspecto da fratura e correspondente percentual de cisalhamento (fratura dúctil).

Fonte: ASTM A370, 2016.

A expansão lateral, expressa em mm, foi calculada por meio da quantidade de expansão da face oposta ao entalhe, na direção do plano definido pelo próprio entalhe, após a ruptura do corpo de prova, como representado na Figura 41.

Figura 41 - Metades do corpo de prova Charpy rompido: Expansão lateral = $A - A_0$, onde A_0 é a dimensão inicial do corpo de prova.

Fonte: ASTM A370, 2016.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análises químicas

A análise química obtida pelo método de Espectrômetro de emissão óptica, do metal de base do tubo e da curva, apresentou os resultados (% em peso) que podem ser observados na Tabela 9.

Tabela 9 - Composição química do metal de base do aço Grau 91 (% em peso) - região da curva e do tubo

Elementos	Composição da curva (% em peso)	Composição do tubo (% em peso)
Carbono	0,131	0,111
Manganês	0,416	0,438
Fósforo	0,011	0,015
Enxofre	0,003	0,005
Silício	0,274	0,241
Cromo	9,076	8,790
Molibdênio	0,900	0,852
Vanádio	0,237	0,221
Nióbio	0,065	0,076
Níquel	0,124	0,173
Alumínio	0,010	0,003
Titânio	0,001	0,002
Cobre	0,111	0,004

Fonte: autor.

O resultado do teor de carbono (%C) do metal de base da curva apresentou um valor acima do máximo permitido pela norma ASTM A 234 Gr. WP91, que é de 0,12%.

As somas de Mn + Ni foram de 0,540% para o MB do tubo e 0,611% para o MB da curva, sendo assim, pode-se calcular a temperatura crítica de transformação inferior Ac_1 , que pela análise da Figura 10 deve ser maior que

800°C, portanto, maior do que a temperatura de TTPS (760°C) utilizada neste experimento. Dessa forma, garante-se que a temperatura do TTPS não exceda Ac_1 , e não ocorre austenitização.

Pelo método via combustão, a análise do metal de base apresentou 0,024% de oxigênio e 0,037% de nitrogênio, ambos em porcentagem em peso. O resultado do teor de nitrogênio do MB encontrou-se dentro do requerido pelo código ASME (ANEXO C).

Os resultados das análises químicas na região da seção transversal da junta soldada estão respectivamente indicados nos pontos: 1 e 2 (raiz - TIG) e 3, 4 e 5 (enchimento – Eletrodo revestido) da Figura 25 estão representados na Tabela 10.

Tabela 10 - Composição química da região do metal de solda (% em peso)

Amostra	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Ti	V	Nb
Raiz 1	0,110	0,511	0,243	0,010	0,005	9,082	0,616	0,936	0,002	0,055	0,001	0,213	0,061
Raiz 2	0,126	0,644	0,211	0,010	0,008	9,283	0,617	0,925	ND	0,039	0,005	0,216	0,050
Ench. 3	0,152	0,656	0,217	0,011	0,011	9,287	0,648	0,935	ND	0,033	0,006	0,221	0,050
Ench. 4	0,140	0,645	0,194	0,011	0,010	9,402	0,656	0,941	ND	0,033	0,005	0,200	0,049
Ench. 5	0,182	0,643	0,198	0,011	0,011	9,425	0,695	0,931	ND	0,033	0,006	0,212	0,046

Fonte: autor

Todas as regiões dos depósitos analisados ficaram com composição recomendada pelo código ASME/AWS para metal de solda (ANEXO D), exceto o teor de carbono do depósito de Eletrodo que ficou acima da porcentagem de 0,13% permitida por norma.

Os depósitos em TIG e Eletrodo Revestido apresentaram composições químicas similares, exceto pelos teores de C e Ni que ficaram maiores nos depósitos de Eletrodo Revestido, provavelmente pelo maior teor destes elementos no eletrodo (metal de adição). Observou-se também que os teores de Mn e Ni dos depósitos de solda ficaram maiores do que os no metal de base.

A média das somas de Mn + Ni foi de 0,597 % para o metal de solda do processo TIG e 0,657% para o metal de solda do processo eletrodo revestido ficou ligeiramente superior ao do metal de base, mas também de acordo com a figura 10, a temperatura de Ac_1 será maior do que 800 °C, portanto maior do que a temperatura de TTPS (760 °C), garantido que o metal de solda não sofra austenitização durante o tratamento. Portanto, considera-se que a temperatura

selecionada para a realização do TTPS está adequada, uma vez que, mesmo com variações de composição química nas diversas regiões do cordão de soldagem a temperatura do TTPS está sendo inferior a temperatura Ac_1 , evitando a formação de fase austenítica e de martensita grosseira no resfriamento.

5.2 Ensaios não destrutivos

Os ensaios não destrutivos de inspeção visual da junta soldada, partícula magnética e ultrassom antes e após o tratamento térmico não indicaram nenhuma descontinuidade no metal de solda. Foi concluído então, que a partir dos resultados destas inspeções, que a junta soldada apresentou sanidade, conforme relatórios dos ensaios (ANEXOS E, F, G, H, I e J). No entanto durante a remoção dos corpos de prova do material para realização dos demais ensaios foi observado que existiam descontinuidades do tipo mordedura na raiz e pequenos poros no metal de solda.

5.3 Macrografias da juntas soldada

Na figura 42 é apresentada uma macrografia obtida da junta soldada em V entre o tubo e a curva para verificação do conjunto de passes depositados, ZAC, zona de ligação e descontinuidades do processo de soldagem.

Figura 42 - Macrografia da seção transversal da junta soldada entre o tubo e a curva do Grau 91 usada para testes e ensaios com espessuras de parede respectivamente de 27 e 35,71 mm.

Fonte: autor.

Na Figura 43 são apresentadas as descontinuidades encontradas na região de corte transversal da junta soldada. Foi observado mordedura na raiz da

solda, ou seja, fusão do metal de base na margem do cordão de solda, na região da raiz, sem ocorrer o enchimento desta área, resultando na formação de uma reentrância nesta região. A causa principal está associada a elevada intensidade de corrente ou baixa velocidade de soldagem. Foram encontrados poros no metal de solda, devido a evolução e aprisionamento de gases durante a solidificação da solda, como mostrado na Figura 43.

Figura 43 - Corte transversal da região de solda mostrando discontinuidades: poro no MS e mordedura na raiz.

Fonte: autor.

5.4 Caracterização microestrutural das juntas soldadas

As micrografias obtidas de cada junta soldada nas condições CR, T760 1h, T760 4h, T760 8h estão mostradas nas Figuras 44 a 48, e apresentam-se bastante semelhantes.

Numa avaliação por microscopia óptica e levando em consideração a composição química do MB e MS, além da velocidade de resfriamento, a

microestrutura é composta por martensita revenida com uma dispersão de precipitados.

Estes precipitados são basicamente constituídos por carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ (sendo o Cr o principal elemento) e carbonitreto MX ($M = V$ ou Nb e $X = C$ ou N).

Nas Figuras 44 e 45 são mostradas imagens da região da junta soldada, apresentando uma visão geral do metal de base, da zona afetada pelo calor e do metal de solda sem TTPS.

Figura 44 - Imagens obtidas por MO do aço Grau 91 na região da junta soldada sem tratamento: (a) MB da curva; (b) MB do tubo; (c) visão geral do MS, ZAC e MB e (d) metal de solda (MS).

Fonte: autor.

Figura 45 - Imagens obtidas por MO do aço Grau 91 na região da junta soldada sem tratamento: (a) MB; (b) ZAC e (c) MS.

Fonte: autor.

Figura 46 - Imagens obtidas por MO do aço Grau 91 na região da junta soldada com TTPS de 1 hora: (a) MS processo Eletrodo; (b) MS processo TIG.

Fonte: autor.

Figura 47 - Imagens obtidas por MO do aço Grau 91 na região da junta soldada com TTPS de 4 horas: (a) MS processo Eletrodo; (b) MS processo TIG.

Fonte: autor.

Figura 48 - Imagens obtidas por MO do aço Grau 91 na região da junta soldada com TTPS de 8 horas: (a) MS processo Eletrodo; (b) MS processo TIG.

Fonte: autor.

A microestrutura observada por MEV no MS depois do TTPS de 8 horas com alta e baixa ampliação e o espectro de energias obtido por EDS na região da martensita revenida estão indicados na Figura 49. Observa-se uma distribuição de precipitados no MS, que foram encontrados preferencialmente no interior da martensita revenida, no contorno da austenita prévia e das ripas da martensita. O EDS da região, indicam a presença dos elementos de cromo e molibdênio, acima dos valores da matriz, indicando a presença de carbonetos. Verifica-se ainda na imagem da figura 49 a presença de regiões claras, indicando

a presença de elementos de liga com maior peso atômico, em relação à matriz, corroborando os resultados do EDS.

Figura 49 - MEV do MS do Grau 91 depois do TTPS: (a) e (b) martensita revenida mostrando e dispersão de carbonetos/carbonitretos, com baixa e alta ampliação, (c) Espectro de energias obtido por EDS na região da martensita revenida indicado na figura (b).

Fonte: autor.

A microestrutura obtida por MEV no MS depois do TTPS de 1 hora estão indicados na Figura 50, onde é mostrado a distribuição de precipitados na liga com uma varredura de linha por EDS do carboneto $M_{23}C_6$ revelando que os principais constituintes foram Cr e possivelmente Mo. Verificou-se na região do carboneto uma redução do teor de Fe com um aumento de Cr e Mo, indicando que a precipitação de $M_{23}C_6$ é de, possivelmente, carboneto de Cromo ($Cr_{23}C_6$).

Figura 50 - MEV do MS do aço Grau 91 depois do TTPS de 1 hora mostrando a distribuição de precipitados na martensita revenida com EDS na região entre as setas vermelhas do carboneto $M_{23}C_6$, indicando tratar-se, possivelmente, de carboneto de Cromo ($Cr_{23}C_6$).

Fonte: autor.

5.5 Análise fractográfica do MS

As superfícies das fraturas dos corpos de prova de tração à quente ($540^{\circ}C$) da região do metal de solda nas condições de soldado sem tratamento (CS), T760 4h e T760 8 h estão mostradas na Figura 51. A imagem da fractografia eletrônica por varredura revelou o domínio de microcavidades esféricas, as quais são características do modo de fratura transgranular dúctil.

Figura 51 - Efeito do tempo de TTPS na zona de fratura do aço Grau 91 dos corpos de prova de tração à quente (540°C) na região do MS em diferentes condições: (a) e (b) Soldado sem tratamento com baixa e alta ampliação, (c) T760 4h, (d) T760 8h.

Fonte: autor.

Na condição sem tratamento foi maior a média dos tamanhos das microcavidades. O aumento do tempo de TTPS resulta em menores microcavidades. As imagens das figuras 51c e 51d indicam a presença de dimples (pequenas microcavidades), uma característica que está associada a fratura dúctil. Em contrapartida nas figuras 51a e 51b não são observadas essas microcavidades maiores, indicando um comportamento mais próximo de fratura frágil.

5.6 Ensaio de tração convencional (temperatura ambiente)

Três dos seis corpos de prova fraturados no ensaio de tração convencional do metal de solda, estão mostrados na figura 52.

Figura 52 - Corpos de prova fraturados no ensaio de tração convencional para a condição de soldado sem tratamento (CR), TTPS de 4 horas e TTPS de 8h testados na temperatura ambiente.

Fonte: autor.

Todas as fraturas nos corpos de prova ocorreram no metal de base, indicando que o metal de solda apresenta uma resistência mecânica superior à do metal de base. Segue abaixo os valores médios de LE, LR e alongamento após diferentes tempos de tratamentos. Foram ensaiados dois corpos de prova para cada condição. Os valores médios com o respectivo desvio padrão são apresentados para cada condição.

Soldado sem tratamento (CR)

Limite de resistência: 668 ± 8 Mpa

Limite de escoamento: 496 ± 11 Mpa

Alongamento em 50 mm: 21%

TTPS de 4 horas (T760 4h)

Limite de resistência: 655 ± 5 Mpa

Limite de escoamento: 476 ± 10 Mpa

Alongamento em 50 mm: 21%

TTPS de 8 horas (T760 8h)

Limite de resistência: 653 ± 6 Mpa

Limite de escoamento: 506 ± 9 Mpa

Alongamento em 50 mm: 21%

Na Figura 53, é mostrado os valores médios de LE e LR em função do tempo de TTPS juntamente com o desvio padrão.

Figura 53 – Média e desvio padrão do LR e LE do aço Grau 91, na condição de soldado sem tratamento (CR) e com TTPS de 4 e 8 horas.

Fonte: elaborado pelo autor.

Constata-se que a diminuição do limite de resistência (LR) com o aumento do tempo de TTPS não é significativa, passando de um valor médio de 668 para 653 MPa, indicando que como as fraturas foram no MB e estes praticamente não sofrem alterações nas propriedades mecânicas com o tempo de TTPS.

Todos os resultados de tração transversal das juntas soldadas atendem os requisitos da norma ASME IX-2010, QW-422, de limite de resistência mínimo de 585 MPa e também a norma ASTM para o Grau 91, de limite de resistência mínimo de 585 MPa, limite de escoamento mínimo de 415 MPa e alongamento mínimo de 20%.

5.7 Ensaio de tração à quente

Nas Tabelas 11, 12, 13 e 14 são apresentados os resultados do ensaio à quente na região do MB do tubo, MB da curva, longitudinal e transversal à solda em quatro diferentes condições metalúrgicas (CR, T760 1h, T760 4h, T760 8h), incluindo as dimensões do corpo de prova (diâmetro e área da seção transversal), limite de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e redução de área.

Tabela 11 - Resultados do ensaio de tração à quente das juntas soldadas sem tratamento (CR)

C.P. retirado no sentido transversal da solda:					
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Resultados
	(mm)	(mm²)	(Carga Kgf)	(N/mm²)	
CR	Ø 9,00	63,62	2924	451	Rompeu no metal base

C.P. retirado no sentido longitudinal da solda:							
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento	Alongamento	Redução de Área
	(mm)	(mm²)	(Carga Kgf)	(N/mm²)	(Carga Kgf)	(N/mm²)	(Lo mm) (%) (%)
CR	Ø 9,02	63,90	4042	620	3603	553	36 16 59

C.P. retirado na região da curva do metal base:							
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento	Alongamento	Redução de Área
	(mm)	(mm²)	(Carga Kgf)	(N/mm²)	(Carga Kgf)	(N/mm²)	(Lo mm) (%) (%)
CR	Ø 9,00	63,62	2759	425	2349	362	36 28 81

C.P. retirado na região do metal base:(tubo)							
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento	Alongamento	Redução de Área
	(mm)	(mm²)	(Carga Kgf)	(N/mm²)	(Carga Kgf)	(N/mm²)	(Lo mm) (%) (%)
CR	Ø 8,97	63,19	3019	468	2671	414	36 25 84

Fonte: autor.

Tabela 12 - Resultados do ensaio de tração à quente das juntas soldadas com TTPS de 1 hora

<i>C.P. retirado no sentido transversal da solda:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{ % }	{ % }
1 h	Ø 8,96	63,05	2743	427	2743	399	36	26	87
<i>C.P. retirado no sentido longitudinal da solda:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{ % }	{ % }
1 h	Ø 9,01	63,76	3376	519	2983	459	36	19	71
<i>C.P. retirado na região da curva do metal base:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{ % }	{ % }
1 h	Ø 9,02	63,90	2583	396	2164	332	36	31	84
<i>C.P. retirado na região do tubo:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{ % }	{ % }
1 h	Ø 8,97	63,19	2732	424	2407	374	36	20	85

Fonte: autor.

Tabela 13 - Resultados do ensaio de tração à quente das juntas soldadas com TTPS de 4 horas

<i>C.P. retirado no sentido transversal da solda:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{ % }	{ % }
4 h	Ø 8,98	63,33	2497	387	2479	384	36	20	81 (*)
<i>(*) Rompeu no metal base</i>									
<i>C.P. retirado no sentido longitudinal da solda:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{ % }	{ % }
4 h	Ø 8,99	63,48	2937	454	2635	407	36	22	73
<i>C.P. retirado na região da curva do metal base:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{ % }	{ % }
4 h	Ø 9,00	63,62	2791	430	2346	362	36	26	77
<i>C.P. retirado na região do tubo:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{ % }	{ % }
4 h	Ø 8,99	63,48	2824	436	2541	392	36	28	86

Fonte: autor.

Tabela 14 - Resultados do ensaio de tração à quente das juntas soldadas com TTPS de 8 horas

<i>C.P. retirado no sentido transversal da solda:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{%}	{%}
8 h	Ø 9,01	63,76	2607	401	2447	376	36	18	79 (*)
<i>(*) Rompeu no metal base</i>									
<i>C.P. retirado no sentido longitudinal da solda:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{%}	{%}
8 h	Ø 9,01	63,76	2922	449	2751	423	36	18	54
<i>C.P. retirado na região da curva do metal base:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{%}	{%}
8 h	Ø 9,01	63,76	2640	406	2202	339	36	33	83
<i>C.P. retirado na região do tubo:</i>									
Amostra	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Limite de Escoamento		Alongamento		Redução de Área
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Carga Kgf}	{N/mm ² }	{Lo mm}	{%}	{%}
8 h	Ø 9,01	63,76	2789	429	2407	370	36	30	87

Fonte: autor.

Os ensaios de tração à quente (540°C) longitudinal e transversal da junta soldada apresentaram os resultados de limite de resistência (LR) em função do tempo de TTPS são indicados na Figura 54.

Figura 54 - Resultados do ensaio de tração à quente na região transversal e longitudinal da junta soldada do aço Grau 91 em função do tempo de revenimento: soldado sem tratamento (CR) e com TTPS de 1, 4 e 8 horas.

Fonte: autor.

Verificou-se por meio da Figura 54 que os valores de limite de resistência (LR) da região longitudinal à solda foram superiores aos da região transversal, pois a região transversal do corpo de prova é mais heterogênea contendo as regiões da zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB), portanto com diversas microestruturas, enquanto a região longitudinal é formada apenas pela zona fundida (ZF).

Os resultados do corpo de prova da região longitudinal da solda indicam uma diminuição do LR em função do aumento do tempo de TTPS.

Para a região transversal à solda houve diminuição do LR até o tempo de 4 horas, mas do segundo para o terceiro ciclo de tratamento (de 4 para 8 h) houve pequeno aumento no LR. Neste caso todos os corpos de prova romperam no MB, indicando uma maior resistência da solda.

Figura 55 - Resultados do ensaio de tração à quente na região transversal e longitudinal à solda em comparação ao MB do tubo e da curva do aço Grau 91 em função da condição metalúrgica - soldado sem tratamento (CR) e com TTPS de 1, 4 e 8 horas.

Fonte: autor.

Na Figura 55 são comparados os resultados de LR à 540 °C da região da solda e do metal de base em função do tempo de TTPS (CR, T760 1h, T760 4h, T760 8h). Constata-se que a região do metal de solda possui maior LR em todas as condições (CR, T760 1h, T760 4h, T760 8h).

Na figura 56 é mostrada a variação do LE do ensaio de tração a temperatura ambiente e à quente (540 °C) da região transversal à solda em função do tempo de TTPS.

Figura 56 - Variação do LE em função do tempo de TTPS nos ensaios de tração a temperatura ambiente (TA) e a 540°C.

Fonte: autor.

Constata-se pela Figura 56 que para um tempo de 4 horas de TTPS o LE no ensaio à quente (540°C) é 19 % inferior ao da temperatura ambiente, passando de 476 para 384 MPa.

Para o tempo de 8 horas de TTPS a redução do LE é ainda maior (26 %), passando de 506 para 376 MPa. O aumento do tempo de TTPS provocou mais possibilidade de difusão de defeitos cristalinos e acomodação das tensões residuais na microestrutura, provocando redução do LE.

Os corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente na região do MB do tubo, MB da curva, longitudinal e transversal à solda nas condições CR, T760 1h, T760 4h, T760 8h estão mostrados nas Figuras 57, 58, 59 e 60.

Verifica-se que todos os corpos de prova transversal à solda, o local de ruptura foi no metal de base, indicando a maior resistência do metal de solda.

As figuras de 57 a 60 indicam que as fraturas dos corpos de prova ocorreram com extricção (deformação plástica na região da fratura), neste caso as fraturas apresentaram um comportamento dúctil, independente da temperatura de TTPS. A temperatura de 540°C foi suficiente para aliviar efeitos da microestrutura sobre as propriedades mecânicas. O comportamento mecânico nesta temperatura (540°C) apresenta-se bastante adequado para as diversas solicitações em elevadas temperaturas destas estruturas.

Figura 57 - Corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente na condição de soldado sem tratamento (CR).

Fonte: autor.

Figura 58 - Corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente com TTPS de 1 hora.

Fonte: autor.

Figura 59 - Corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente com TTPS de 4 horas.

Fonte: autor.

Figura 60 - Corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente com TTPS de 8 horas.

Fonte: autor.

5.8 Ensaio de dureza Vickers

Nas Tabelas 15, 16, 17 e 18 são apresentados os valores obtidos nos ensaios de dureza Vickers com carga de 5Kgf das juntas soldadas nas condições de soldado sem tratamento (CS), T760 1h, T760 4h e T760 8h. Conforme descrito em 4.7.3 os ensaios de dureza foram realizados em quatro eixos de medições na seção transversal de cada junta.

Tabela 15 - Perfil de dureza da junta soldada sem tratamento (CS)

Plano de Medição	MB Tubo	ZAC Tubo	ZF	ZAC Curva	MB Curva
0 – I	214 – 221 – 214 223 – 212 – 221	280 – 313 – 321	313 – 317 – 317 317 – 306 – 313	317 – 313 – 317	227 – 219 – 232 232 – 236 – 239
0 – II	223 – 225 – 223 229 – 223 – 216	257 – 299 – 325	303 – 299 – 310 310 – 317 – 317	306 – 306 – 260	239 – 234 – 239 241 – 239 – 234
0 – III	229 – 225 – 225 221 – 227 – 225	251 – 280 – 313	317 – 310 – 293 306 – 303	310 – 296 – 254	232 – 234 – 236 239 – 236 – 236
0 – IV	223 – 232 – 227 232 – 227 – 232	293 – 317 – 325	310 – 321 – 310 306	296 – 286 – 225	229 – 229 – 232 236 – 234 – 234

Fonte: autor.

Tabela 16 - Perfil de dureza da junta soldada com TTPS de 1 hora

Plano de Medição	MB Tubo	ZAC Tubo	ZF	ZAC Curva	MB Curva
0 – I	195-234-234 232-229-229	251-257-268	268-271-274 280-280-265	283-262-227	153-223-221 216-221-221
0 – II	232-234-229 225-229-227	234-257-280	268-268-274 271-265-274	286-257-227	223-219-214 223-221-218
0 – III	227-223-216 225-221-223	225-251-274	268-277-271 271-271	280-225-214	223-219-216 214-219-223
0 – IV	236-236-236 234-232-234	223-241-268	283-283-265 274	277-262-236	216-225-223 225-223-227

Fonte: autor.

Tabela 17- Perfil de dureza da junta soldada com TTPS de 4 horas

Plano de Medição	MB Tubo	ZAC Tubo	ZF	ZAC Curva	MB Curva
0 – I	208 – 223 – 221 215 – 223 – 223	221 – 236 – 260	251-260-260-249 254-244-257	265 – 254 – 260	229 – 225 – 223 234 – 227 – 225
0 – II	221 – 227 – 223 223 – 219 – 219	219 – 229 – 246	246 – 251 – 257 254 – 249 – 249	262 – 249 – 232	225 – 227 – 227 227 – 234 – 229
0 – III	214 – 221 – 216 223 – 225 – 221	229 – 236 – 254	239 – 241 – 244 232 – 254	251 – 239 – 225	232 – 234 – 236 239 – 239 – 239
0 – IV	234 – 227 – 227 221 – 223 – 232	227 – 239 – 262	257 – 251 – 262 254	262 – 260 – 239	216 – 219 – 219 227 – 227 – 223

Fonte: autor.

Tabela 18 - Perfil de dureza da junta soldada com TTPS de 8 horas

Plano de Medição	MB Tubo	ZAC Tubo	ZF	ZAC Curva	MB Curva
0 - I	229 - 221 - 225 225 - 219 - 223	214 - 232 - 227	251-241-239-236 229 - 234 - 241	241 - 236 - 225	223 - 223 - 219 221 - 225 - 219
0 - II	214 - 225 - 221 216 - 212 - 219	208 - 229 - 244	232 - 239 - 239 234 - 241 - 236	249 - 229 - 221	229 - 227 - 232 223 - 221 - 221
0 - III	219 - 219 - 212 221 - 223 - 225	210 - 214 - 246	239 - 239 - 236 239 - 232	244 - 232 - 227	216 - 232 - 229 229 - 227 - 221
0 - IV	214 - 214 - 223 210 - 212 - 219	221 - 223 - 225	221 - 241 - 244 246	236 - 234 - 225	223 - 234 - 229 234 - 227 - 239

Fonte: autor.

Na Figura 61 apresenta-se o gráfico com os perfis de dureza da junta soldada com valor médio em cada região na condição de soldado sem tratamento (CS), TTPS de 1 hora (T760 1h), TTPS de 4 horas (T760 4h) e TTPS de 8 horas (T760 8h).

Figura 61 - Influência do tempo de TTPS nas durezas das regiões da junta soldada e no metal de base (MB).

Fonte: autor.

O critério de aceitação da norma ASTM A335 é que a dureza do metal de base (MB) tenha um valor de 190 a 265 HV. De acordo com a norma N-133 da

Petrobras a dureza na zona fundida (ZF) e na zona afetada pelo calor (ZAC) após tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) não deve exceder o valor de 250 HV. Sendo assim, o aço Grau 91 soldado sem tratamento (CS) e com tempo de TTPS de 1 hora, apresentam as regiões da zona fundida (ZF) e zona afetada pelo calor (ZAC) que excederam o valor de norma. Portanto, não atendem este requisito.

Para TTPS a 760°C por 4 horas (T760 4h) a dureza da ZAC e do MB da junta soldada foram aprovadas, mas a região da zona fundida (ZF) que ficou com uma média de dureza de 250,7 HV, excedendo o valor do critério da norma N-133 da Petrobras, 250 HV. As juntas com TTPS de 8 horas (T760 8h), todas as regiões da junta soldada foram aprovadas. O aumento do tempo de TTPS, além de aliviar tensões da estrutura martensítica, diminui as tensões residuais e também controla a formação de precipitados na microestrutura provocando a diminuição da dureza do material.

5.9 Ensaio de impacto Charpy do metal de solda e metal de base

Os ensaios de impacto Charpy a +20°C foram realizados na ZF na região da raiz e enchimento e no metal de base do tubo e da curva nas condições de soldado sem tratamento, TTPS de 4 horas e TTPS de 8 horas.

Na Tabela 19 apresentam-se os resultados da energia absorvida, expansão lateral e percentual de fratura dúctil na condição de soldado sem tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).

Tabela 19 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy na região da junta soldada sem tratamento: ZF e do MB

Amostra	Localização do Entalhe	Resultados Obtidos em JOULE			Expansão Lateral em mm		Fratura Dúctil em %	
07507/15	Solda (topo)	1.1	11	Média 14	0,15	Média 0,16	10	Média 10
		1.2	15		0,17		10	
		1.3	16		0,15		10	
	Solda (raiz)	2.1	10	Média 12	0,16	Média 0,20	10	Média 10
		2.2	11		0,19		10	
		2.3	14		0,25		10	
	Metal Base (tubo)	3.1	222	Média 219		Média		Média
		3.2	205					
		3.3	230					
	Metal Base (curva)	4.1	213	Média 207		Média		Média
		4.2	202					
		4.3	207					

Fonte: autor.

Na Tabela 20 são mostrados os resultados da energia absorvida, expansão lateral e percentual de fratura dúctil na região da junta soldada com TTPS de 4 horas, nas diferentes posições de retirada dos corpos de prova: ZF e do MB.

Tabela 20 - Resultados nos ensaios de impacto Charpy nas juntas soldadas com TTPS de 4 horas

Amostra	Localização do Entalhe	Resultados Obtidos em JOULE			Expansão Lateral em mm		Fratura Dúctil em %	
07508/15	Solda (topo)	1.1	64	Média 77	0,90	Média 1,16	57	Média 74
		1.2	78		1,20		80	
		1.3	89		1,39		85	
	Solda (raiz)	2.1	45	Média 59	0,66	Média 0,91	48	Média 51
		2.2	69		1,05		56	
		2.3	64		1,03		50	
	Metal Base (tubo)	3.1	228	Média 214		Média		Média
		3.2	210					
		3.3	204					
	Metal Base (curva)	4.1	207	Média 209		Média		Média
		4.2	208					
		4.3	211					

Fonte: autor.

Na Tabela 21 apresentam-se os resultados da energia absorvida, expansão lateral e percentual de fratura dúctil na região da junta soldada com TTPS de 8 horas, nas diferentes posições de retirada dos corpos de prova: ZF e do MB.

Tabela 21 - Resultados nos ensaios de impacto Charpy nas juntas soldadas com TTPS de 8 horas.

Amostra	Localização do Entalhe	Resultados Obtidos em JOULE			Expansão Lateral em mm		Fratura Dúctil em %	
07509/15	Solda (topo)	1.1	92	Média 92	1,44	Média 1,44	80	Média 80
		1.2	92		1,43		80	
		1.3	93		1,45		80	
	Solda (raiz)	2.1	73	Média 68	1,22	Média 1,17	70	Média 68
		2.2	72		1,21		70	
		2.3	59		1,09		65	
	Metal Base (tubo)	3.1	219	Média 214		Média		Média
		3.2	209					
		3.3	213					
	Metal Base (curva)	4.1	203	Média 202		Média		Média
		4.2	201					
		4.3	202					

Fonte: autor.

Nas figuras 62 e 63 são comparados os resultados de energia absorvida das regiões da junta soldada nas diferentes condições metalúrgicas do

aço Grau 91, (CR, T760 4h, T760 8h), onde cada coluna representa a média de três valores individuais retirados da mesma região.

Considerando a energia absorvida, a junta soldada sem tratamento é considerada a mais crítica, pois após soldagem tem-se a martensita não revenida.

Na Figura 62 é mostrado no gráfico de barras dos resultados de ensaio de impacto Charpy testados na zona fundida em função do tempo de TTPS e da localização (topo e raiz). Observa-se uma melhor tenacidade na região do topo da ZF (eletrodo revestido) em relação ao da região ZF raiz (TIG), provavelmente, pela menor diluição no topo da solda do que na raiz, obtendo-se um maior teor de Ni na região de enchimento (topo), vindo do metal de adição. Verifica-se que a energia absorvida aumentou consideravelmente após os TTAT para os tempos de 4 e 8 horas em relação às amostras sem tratamento, indicando a eficiência do TTAT em homogeneizar a microestrutura, como por exemplo, a reversão da martensita menos grosseira e parcialmente revenida.

Figura 62 - Resultados de energia absorvida a +20°C na região da zona fundida em relação a localização - topo (Eletrodo revestido) e raiz (TIG), como soldado sem tratamento (CS) e com tratamento de 4 e 8 horas do aço Grau 91.

Fonte: autor.

Na Figura 63 são comparados os resultados de energia de impacto Charpy da região da zona fundida com a região do metal de base em função do tempo de TTPS.

Verifica-se que os resultados relativos ao MB sofrem pouca influência em relação ao soldado sem tratamento ou com tratamento, visto que o TTPS tem maior influência no metal de solda (MS). Todos os valores ficaram acima de 200 J. Observa-se que os valores médios de energia absorvida do MB são significativamente maiores do que o da região da ZF.

Na ZF sem tratamento térmico (como soldado) apresentaram valores médios de tenacidade no topo e na raiz da solda foram 14 J e 12 J respectivamente. Considerando o critério da norma ASME B31.3, BS EN ISO 3580:2011 e N-133 estariam reprovados, indicando a necessidade do TTPS. Ainda na ZF observa-se um aumento da tenacidade com o tempo de tratamento (4 e 8 horas), com todos os valores encontraram-se acima do especificado pela norma ASME B31.3 e N-133 que são no mínimo de 34 e 27 J, respectivamente, para considerar a ZF suficientemente tenaz.

Figura 63 - Comparação dos resultados de energia absorvida a +20°C nas regiões da zona fundida (ZF) e metal de base do tubo e da curva, como soldado sem tratamento (CS) e com tratamento de 4 e 8 horas do aço Grau 91.

Fonte: autor.

Considerando a norma BS EN ISO 3580:2011 que estabelece critérios para países da Europa, especificam valor médio de 47 J com nenhum valor abaixo de 38 J para o metal de solda. Seguindo esse critério, somente depois do TTPS de 4 horas pode-se obter uma tenacidade maior do que o mínimo requerido no metal de solda (ZF).

Nas Figuras 64, 65, 66 e 67 são mostradas as aparências das fraturas dos corpos de prova das regiões da junta soldada e no metal de base em diferentes condições metalúrgicas (soldado sem tratamento térmico, TTPS de 4 e 8 horas) para avaliação do percentual de cisalhamento (fratura dúctil) e a expansão lateral, expressa em mm.

A aparência das fraturas do conjunto de 3 amostras do metal de base do tubo e da curva mostra uma natureza dúctil com elevada energia de impacto (maior que 200 J) e alta deformação plástica na ruptura, que está representado na Figura 64.

Figura 64 - Fotografia das superfícies de fraturas do conjunto de 3 corpos de prova Charpy com entalhe em “V” do aço Grau 91 testados na temperatura de +20°C: (a) MB do tubo; (b) MB da curva.

Fonte: autor.

Na Figura 65 são mostradas as superfícies frágeis do MS, com energia de impacto pequena, no primeiro conjunto média de 14 J e no segundo conjunto 12 J, mostrando área de clivagem com aparência brilhante (10 % aspecto dúctil e 90 % aspecto frágil). Ficou evidente, que no estado não revenido (sem TTPS), a reduzida propriedade de deformação, caracterizada pela baixa energia de

impacto. Observou-se também, que praticamente não ocorrem contração lateral no entalhe e pouca deformação plástica.

Figura 65 - Fotografia das superfícies de fraturas do conjunto de 3 amostras Charpy com entalhe em “V” do aço Grau 91 testados na temperatura de +20°C: (a) MS do topo sem TTPS; (b) MS da raiz sem TTPS.

Fonte: autor.

Nas figuras 66 e 67 são mostradas as superfícies de fratura do MS depois do TTPS, verificou-se a transição frágil-dúctil, com características de ambos tipos de fratura, brilhante no centro (área de clivagem) e fosca nas bordas (área de cisalhamento), calculada com base em porcentagens de áreas.

Figura 66 - Fotografia das superfícies de fraturas do conjunto de 3 amostras Charpy com entalhe em “V” do aço Grau 91 testados na temperatura de +20°C: (a) região do MS topo com TTPS 4 h; (b) região da raiz com TTPS 4 h.

Fonte: autor.

Figura 67 - Fotografia das superfícies de fraturas do conjunto de 3 amostras Charpy com entalhe em “V” do aço Grau 91 testados na temperatura de +20°C: (a) MS topo com TTPS 8h; (b) MS da raiz com TTPS 8 h.

Fonte: autor.

Na Figura 66 são mostradas as superfícies de fratura da região do MS topo (Eletrodo) e MS raiz (TIG) após TTPS de 4 horas, no primeiro conjunto média de 77 J (74 % dúctil) e no segundo conjunto 59 J (51 % dúctil).

Na Figura 67 são mostradas as superfícies região do MS topo (Eletrodo) e MS raiz (TIG) após TTPS de 8 horas, no primeiro conjunto média de 92 J (80% dúctil) e no segundo conjunto 68 J (68 % dúctil).

Figura 68 - Comparação dos resultados de expansão lateral (mm) do corpo de prova fraturado na região do MS topo e MS raiz em função do tempo de TTPS.

Fonte: autor.

Na Figura 68 são comparados os resultados de expansão lateral em mm, da região de junta soldada nas diferentes condições metalúrgicas do aço

Grau 91, onde cada coluna representa a média de três valores individuais retirados da mesma região.

Verificou-se que a deformação sofrida por compressão, na região oposta ao entalhe são maiores no MS topo (Eletrodo revestido) em relação ao MS raiz (TIG), exceto na condição de como soldado sem tratamento. Considerando a norma ASME B31.3 para aços com LR maior do que 656 MPa, o critério de aceitação para a expansão lateral é de média mínima de 0,38 mm. Conforme esse critério estaria reprovado o metal de solda sem TTPS.

Na Figura 69 é apresentado uma visão geral das relações encontradas entre a energia absorvida e a expansão lateral em função da localização, topo (Eletrodo revestido / SMAW) e raiz (TIG / GTAW) na condição de soldado sem tratamento e com TTPS de 4 e 8 horas. Observa-se em relação a tenacidade um benefício perceptível com o aumento do tempo de TTPS. Como citado anteriormente, a região do topo do metal de solda (A) obteve melhor resultado de energia absorvida em relação a região da raiz (B) provavelmente pelo maior teor de Ni nesta região da solda.

Figura 69 - Relação entre energia de impacto Charpy e expansão lateral do metal de solda em relação a localização de retirada dos corpos de prova e o tempo de TTPS.

Fonte: autor.

6 CONCLUSÕES

Com base nos estudos e ensaios realizados neste trabalho, as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

Com relação à resistência à tração das juntas soldadas, todas as fraturas ocorreram no MB e os ciclos de tratamento térmicos não exercem influência significativa no limite de resistência (LR). Todos os valores de limite de resistência ficaram acima do mínimo requerido pela norma ASTM A335, de 585 MPa.

Verificou-se que a junta soldada sem tratamento e com tempo de TTPS de 1 hora a região da zona fundida (ZF) e a zona afetada pelo calor (ZAC) excedem o critério de dureza máxima de 250 HV da norma N-133 da Petrobras. O aumento do tempo de TTPS diminui significativamente os valores de dureza da zona fundida (ZF) e da zona afetada pelo calor (ZAC).

Todos os valores de dureza do metal de base (MB) da junta soldada na condição sem tratamento e com tempos de 1, 4 e 8 horas de TTPS atenderam o critério da norma ASTM A335 para o Grau 91, entre 190 a 265 HV, indicando que o MB é pouco afetado pelo tempo de patamar do TTPS.

Os valores médios de energia absorvida na ZF com tratamento de 4 e 8 horas foram superiores ao mínimo especificado pelas normas Petrobras N-133, ISO 3580 e ASME B31.3. De maneira similar, verificou-se que a expansão lateral do corpo de prova fraturado na região da ZF, atendem ao critério da norma ASME B31.3 para tempo de TTPS maior do que 4 horas. O aumento do tempo de TTPS promove um aumento da tenacidade devido ao alívio de tensões internas, maior revenimento da estrutura martensítica e formação de precipitados.

A sequência de dois ciclos de tratamento térmico pós-soldagem (4 e 8 horas de permanência na temperatura de patamar) quando da realização de possíveis reparos de solda ou interrupções no tratamento do aço Grau 91 pode ser executada sem prejudicar as propriedades mecânicas do aço à temperatura ambiente.

Com base nas conclusões anteriores, recomenda-se, portanto, que o aço Grau 91 soldado seja submetido ao tempo de patamar maior do que 4 horas no tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), atendendo os critérios estabelecidos em normas ASME B31.3 e ASTM A335.

ANEXO A - Resumo das especificações de materiais ASTM aplicáveis para o Grau 91.

Specification and Grade	Country	Description
SA-182, F91	United States	Forged or rolled alloy-steel pipe flanges; forged fittings, valves, and parts for high-temperature service
SA-213, T91	United States	Seamless ferritic and austenitic alloy-steel boiler, superheater, and heat exchanger tubes
SA-217	United States	Specification for Steel Castings, Martensitic Stainless and Alloy, for Pressure Containing Parts, Suitable for High Temperature Service
SA-234, WP91	United States	Piping fitting of wrought carbon steel and alloy for moderate and elevated temperature
SA-335, P91	United States	Seamless ferritic alloy-steel pipe for high-temperature Service
SA-336, F91	United States	Alloy Steel Forgings for Pressure and High Temperature Parts
SA-369, FP91	United States	Carbon and ferritic steel forged and bored pipe for high-temperature service
SA-366, F91	United States	Steel forgings, alloy for pressure and high-temperature parts
SA-387, Grade 91	United States	Pressure vessel plates, alloy steels, Chromium-molybdenum
SA-691	United States	Carbon and alloy steel pipe, electric-fusion-welded for high-pressure service at high temperatures
SFA-5.5*	United States	Specification for Low Alloy Steel Electrodes for Shielded metal Arc Welding*
SFA-5.23*	United States	Specification for Low Alloy Steel Electrodes and Fluxes for Submerged Arc Welding*
SFA-5.28*	United States	Specification for Low Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding*
SFA-5.29*	United States	Specification for Low Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding*

Fonte: EPRI, 2011.

ANEXO B – Resumo das principais especificações internacionais selecionadas para o aço Grau 91.

Specification and Grade	Country	Description
DIN 17 175 VdTUV 511/2 X1 0CrMoVNb9-1	Germany	Seamless tubes made from heat-resistant steels
BS 3604-2 Grade 91 (now withdrawn)	UK	Steel pipe and tubes for pressure purpose, ferritic alloy steel with specified elevated temperature properties
BS 3059-2 Grade 91 (now withdrawn)	UK	Steel boiler and superheater tubes. Part 2 specification for carbon alloy and austenitic stainless steel tubes with specified elevated temperature properties
EN 10 216-2 X1 0CrMoVNb9-1 Steel No 1.4903	Europe	Seamless steel tubes for pressure purposes technical conditions of delivery. Part 2 Ferritic and martensitic steels with specified elevated temperature properties
EN 10 222-1:1998 X1 0CrMoVNb9-1 Steel No 1.4903	Europe	Steel forgings for pressure purposes – Part 1: General requirements for open die forgings.
EN 10 222-2:2000 X1 0CrMoVNb9-1 Steel No 1.4903	Europe	Steel forgings for pressure purposes – Part 2: Ferritic and martensitic steels with specified elevated temperature properties.

Fonte: EPRI, 2011.

ANEXO C - Composição química requerida para o material de base do aço Grau 91 adotada pelo código ASME, conforme o tipo de produto fabricado: tubo de condução, peça forjada e chapa.

Elements	ASME SA 335	ASME SA 336	ASME SA 387 Plate	
	Pipe (wt%)	Forging	Heat analysis	Product analysis
Carbon	0.08-0.12	0.08-0.12	0.08-0.12	0.06-0.15
Manganese	0.30-0.60	0.30-0.60	0.30-0.60	0.25-0.66
Phosphorus	0.020 (max.)	0.025 (max.)	0.020 (max.)	0.025 (max.)
Sulfur	0.010 (max.)	0.025 (max.)	0.010 (max.)	0.012 (max.)
Silicon	0.20-0.50	0.20-0.50	0.20-0.50	0.18-0.56
Chromium	8.0 -9.50	8.0 -9.50	8.0 -9.50	7.90 -9.60
Molybdenum	0.85-1.05	0.85-1.05	0.85-1.05	0.80-1.10
Vanadium	0.18-0.25	0.18-0.25	0.18-0.25	0.16-0.27
Columbium	0.06-0.10	0.06-0.10	0.06-0.10	0.05-0.11
Nitrogen	0.030 -0.070	0.030 -0.070	0.030 -0.070	0.025 -0.080
Nickel	0.40 (max.)	0.40 (max.)	0.40 (max.)	0.43 (max.)
Aluminum	0.02 (max.)	0.02 (max.)	0.02 (max.)	0.02 (max.)
Titanium	0.01 (max)	0.01 (max)	0.01 (max)	0.01 (max)
Zirconium	0.01 (max)	0.01 (max)	0.01 (max)	0.01 (max)

Fonte: EPRI, 2011.

ANEXO D - Composição química requerida para consumíveis de soldagem do aço Grau 91 adotada pelos códigos ASME/AWS.

Elements	ASME SFA 5.5:2008 E901X-B9	ASME SFA 5.28:2008 ER90S-B9	ASME SFA 5.23:2007 EB9	ASME SFA 5.29:2008 E9XT1-B9
(wt%)	SMAW Electrodes	GMAW/ GTAW Bars, Solid Electrodes/ Rods	SAW (Weld Deposit wire/flux combination)	FCAW Electrodes
C	0.08-0.13	0.07-0.13	0.08 - 0.13	0.08-0.13
Mn	1.20 (0.70 - 1.20)	1.20 (0.70 - 1.20)	1.20 (0.70 - 1.20)	1.20 (0.70 - 1.20)
Si	0.30	0.15 - 0.50	0.08	0.50
P	0.010	0.010	0.010	0.020 (0.10)
S	0.010	0.010	0.010	0.015
Ni	0.80	0.80	0.80	0.80
Cr	8.0 - 10.5 (8.5-9.5)	8.0 - 10.5 (8.5-9.5)	8.0 - 10.5 (8.5-9.5)	8.0 - 10.5 (8.5-9.5)
Mo	0.85 - 1.20	0.85 - 1.20	0.85 - 1.20	0.85 - 1.20
V	0.15 - 0.30	0.15 - 0.30	0.15 - 0.25	0.15 - 0.30
Cu	0.25	0.20	0.25	0.25
Al	0.04 (0.02)	0.04 (0.02)	0.04 (0.02)	0.04 (0.02)
Cb	0.02-0.10	0.02 - 0.10	0.02 - 0.10	0.02 - 0.10
N	0.02 - 0.07 (0.04 - 0.07)	0.03 - 0.07 (0.04 - 0.07)	0.02 - 0.07 (0.04 - 0.07)	0.02 - 0.07 (0.04 - 0.07) (0.04 - 0.07)
Mn + Ni	1.50 (1.00)	1.50 (1.00)	1.50 (1.00)	1.50
Ti	—	(0.01)		—
Co	—	(0.05)		—
B	—	(0.001)		—
W		(0.20)		—
As	—	(0.010)		(0.010)

ANEXO D (Continuação) - Composição química requerida para consumíveis de soldagem do aço Grau 91 adotada pelos códigos ASME/AWS.

Elementos	ASME SFA 5.5:2008 E901X-B9	ASME SFA 5.28:2008 ER90S-B9	ASME SFA 5.23:2007 EB9	ASME SFA 5.29:2008 E9XT1-B9
Sn		(0.005)		(0.005)
Sb	--	(0.003)		(0.003)
O	--	(0.005)		—

Fonte: EPRI, 2011.

Notas:

A. Elementos expressos como um único valor representam o teor máximo permitido, sem limite mínimo.

B. As composições expressas sem parênteses são especificados pelo código ASME/AWS. As composições entre parênteses são valores recomendados.

[illegible]

[illegible]

ANEXO G - Relatório de ensaio – Partícula Magnética – antes do TTPS

Relatório de Ensaio Não Destrutivo		Nº IE Nº NM PÁG.: DATA:	
PARTÍCULA MAGNÉTICA				003/05 01 de 01 9/03/	
CIENTE: PETROBRAS/ENGENHARIA/IEABAST/IERB/CMJ PROCEDIMENTO Nº: P-CQ-008 Rev.: 3 NORMA DE REFERÊNCIA: N-1598 E DOCUMENTO DE REFERÊNCIA: SEP-90.G.017 CONDIÇÃO SUPERF.: ESCOVADA TÉCNICA DE MAGNETIZAÇÃO: YOKE (LONGITUDINAL)			CONTRATO: 0800.0032686.07.2 ISOMÉTRICO/SPOOL: 2-D-19-2044-09 LOCAL DO ENSAIO: PIPE-SHOP MATERIAL: A 335 Gr.P-91 CRITÉRIO DE ACEITAÇÃO: ASME B31.3 / REV.: 2007 LUZ: () NORMAL (X) ARTIFICIAL () NEGRA		
APARELHO fabricante: METAL CHECK Modelo: HMM-6 Tipo: YOKE Corrente Utilizada: ALTERNADA		CONTRASTE fabricante: METAL CHECK Ref. Comercial: SUPERMAGMA 104 Nº Lote: 7670 Data de Validade:		VIA ÚMIDA COLORIDA fabricante: METAL CHECK Ref. Comercial: CRW222 - AG Nº Lote: 7672 Concentração: 1,5 ml	
				VIA ÚMIDA FLUORESCENTE fabricante: Ref. Comercial: Nº Lote: Concentração:	
SOLDA / PEÇA		DESCONTINUIDADE			OBSERVAÇÃO
LINHA: SSO-0802-TSR-14" 25lh (IQ 165), JUNTA 33		Nº -	TIPO -	COTA -	COMPR. -
				LAUDO A	ENSAIO REALIZADO ANTES DO ITAT
<div style="position: relative; width: 100%; height: 100%;"> <div style="position: absolute; top: 0; left: 0; right: 0; bottom: 0; border-left: 1px solid black; border-right: 1px solid black; border-bottom: 1px solid black;"></div> </div>					
Observação: 1) SEGUISE ISOMÉTRICO ANEXO.					
OBS.: Cor da Partícula: VERMELHA Via: ÚMIDA COLORIDA Veículo a Utilizar: ÁGUA Nº do Bloco Padrão de Levantamento de Massa: 301209					
LEGENDAS					
A - APROVADO R - REPROVADO REC - RECOMENDAÇÃO DE EXAME COMPLEMENTAR N.A. - NÃO APLICÁVEL		TT - TRINCA TRANSVERSAL TL - TRINCA LONGITUDINAL TR - TRINCA RAMIFICADA FF - FALTA DE FUSÃO		FP - FALTA DE PENETRAÇÃO MO - MORDEDURA SP - SOBREPOSIÇÃO PO - PORO OU POROSIDADE	
INSPEÇÃO		CONTROLE DA QUALIDADE		CIENTE	

ANEXO H - Relatório de ensaio – Partícula Magnética – depois do TTPS

[illegible]

ANEXO I - Relatório de ensaio –Ultrassom – antes do TTPS

Registro de Inspeção por ULTRA-SOM		Rel. Nº 006/09																																																						
Data: 18/03/		Folha: 01 de 01																																																								
Dados Gerais																																																										
Cliente: PETROBRAS/ENGENHARIA/IEABAST/IERB/CMI		Contrato/Obra: 0800.0032686.07.2		DOC.: SLP-90-G.017/ ET-90-G.017/ T001/IEIS 007/09																																																						
Local do Ensaio: PIPE SHOP		Isométrico: 2-D-19-2044		Linha: S50-802-TR5-14"-25m(DQ 165)																																																						
Dados Técnicos																																																										
Metal base: ASTM A 335 Gr. P91		M. Adição: ER 90S-B9/E9015-B9		Superfície: LIXADA																																																						
Espes.: 27,8mm		Ø 14"		Acoplante: METIL CELULOSE																																																						
Bl. Referência/Nº Certificado: NM-US001/2208-09- Ø14"		Acoplante: METIL CELULOSE																																																								
Aparelho/Modelo/nº de série: USN50/Nº5296-603391		Procedimento/rev.: I-CQ-028 REV01																																																								
Transdutores																																																										
<table border="1"> <thead> <tr> <th>Cabeçote</th> <th>Ângulo</th> <th>Frequência</th> <th>Dimensões</th> <th colspan="3">Ganhos (dB)</th> </tr> <tr> <th>Modelo</th> <th>Real</th> <th>MHz</th> <th>mm</th> <th>GP</th> <th>PT</th> <th>GV</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>MSEB4H</td> <td>0°</td> <td>4</td> <td>Ø10</td> <td>67</td> <td>0</td> <td>67</td> </tr> <tr> <td>MWB60N4</td> <td>60°</td> <td>4</td> <td>8X9</td> <td>57</td> <td>0</td> <td>63</td> </tr> <tr> <td>MWB70N4</td> <td>70°</td> <td>4</td> <td>8X9</td> <td>58</td> <td>0</td> <td>64</td> </tr> </tbody> </table>		Cabeçote	Ângulo	Frequência	Dimensões	Ganhos (dB)			Modelo	Real	MHz	mm	GP	PT	GV	MSEB4H	0°	4	Ø10	67	0	67	MWB60N4	60°	4	8X9	57	0	63	MWB70N4	70°	4	8X9	58	0	64	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Pos.</th> <th>S/E</th> <th>N</th> <th>45°</th> <th>60°</th> <th>70°</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>1</td> <td>X</td> <td></td> <td></td> <td>X</td> <td>X</td> </tr> <tr> <td>2</td> <td>X</td> <td></td> <td></td> <td>X</td> <td>X</td> </tr> </tbody> </table>				Pos.	S/E	N	45°	60°	70°	1	X			X	X	2	X			X	X
Cabeçote	Ângulo	Frequência	Dimensões	Ganhos (dB)																																																						
Modelo	Real	MHz	mm	GP	PT	GV																																																				
MSEB4H	0°	4	Ø10	67	0	67																																																				
MWB60N4	60°	4	8X9	57	0	63																																																				
MWB70N4	70°	4	8X9	58	0	64																																																				
Pos.	S/E	N	45°	60°	70°																																																					
1	X			X	X																																																					
2	X			X	X																																																					
NORMA DE REFERÊNCIA: N-1594-F		PROCEDIMENTO: I-CQ-028 REV.: 1																																																								
CRITÉRIO DE ACEITAÇÃO: ASME B31.3																																																										
Junta/Superfície

Registro da Inspeção																																																										
Spool:		SOLDADOR:		Descontinuidade																																																						
Junta: E D		DESC.		Cab. Ganho Local Compr Prof. Sup. Tipo Laudo																																																						
2026 2896		-		- - - - - A																																																						
2896 2026		-		- - - - - A																																																						
2072 1768		-		- - - - - A																																																						
2072 1768		-		- - - - - A																																																						
1746 2948		-		- - - - - A																																																						
OBSERVAÇÃO																																																										
Ensaio realizado de acordo com a CT N.º001/09 DE 16/01/																																																										
Croqui																																																										
ISOMETRICO ANEXO																																																										
Legenda																																																										
A = Aprovado R = Reprovado REC = Recomendação de exame complementar GP = Ganho Primário		TR = Trinca FF = Falta de fusão FP = Falta de penetração PT = Perda por transferência		IE = Inclusão de Escória PO = Poro ou Porosidade EP = Empolamento GV = Ganho de Varredura																																																						
Assinatura:		Assinatura:		Assinatura:																																																						
Identificação:		Identificação:		Identificação:																																																						

ANEXO J - Relatório de ensaio –Ultrassom – depois do TTPS

GRUPO NM ENGENHARIA SERVICE		Registro de Inspeção por ULTRA-SOM		Rel. Nº 027/09 Data: 23/03/ Folha: 01 de 01																																																																																									
Dados Gerais Cliente: PETROBRAS/ENGENHARIA/IEABAST/IERB/CMU Contrato/Obra: 0800.0032686.07.2 DOC: SEP-90.G.017/ ET-90.G.017-7001/IEIS 007/09 Local do Ensaio: PIPE SHOP Isométrico: 2-D-19-2044 Linha: S50-802-TR5-14"-25JH(IQ 165)																																																																																													
Dados Técnicos Metal base: ASTM A 335 Gr. P91 M. Adição: ER 90S-B9/E9015-B9 Superfície: LIXADA Espes.: 27,8mm Ø 14" Acoplante: METIL CELULOSE T ¹ T ⁰ ANTES X APÓS N/A Bl. Referência/Nº Certificado: NM-US001/2208-09- Ø14" Acoplante: METIL CELULOSE Aparelho/Modelo/nº de série: USN50/N°5296-603391 Procedimento/rev.: I-CQ-028 REV01																																																																																													
Transdutores <table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr> <th rowspan="2">Cabeçote Modelo</th> <th rowspan="2">Ângulo Real</th> <th rowspan="2">Frequência MHz</th> <th rowspan="2">Dimensões mm</th> <th colspan="3">Ganhos (dB)</th> <th rowspan="2">Pos.</th> <th rowspan="2">S/E</th> <th rowspan="2">N</th> <th rowspan="2">45°</th> <th rowspan="2">60°</th> <th rowspan="2">70°</th> </tr> <tr> <th>GP</th> <th>PT</th> <th>GV</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>M5EB4H</td> <td>0°</td> <td>4</td> <td>Ø10</td> <td>67</td> <td>0</td> <td>67</td> <td>1</td> <td>X</td> <td></td> <td></td> <td>X</td> <td>X</td> </tr> <tr> <td>MWB60N4</td> <td>60°</td> <td>4</td> <td>8X9</td> <td>57</td> <td>0</td> <td>63</td> <td>2</td> <td>X</td> <td></td> <td></td> <td>X</td> <td>X</td> </tr> <tr> <td>MWB70N4</td> <td>70°</td> <td>4</td> <td>8X9</td> <td>58</td> <td>0</td> <td>64</td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> </tbody> </table>						Cabeçote Modelo	Ângulo Real	Frequência MHz	Dimensões mm	Ganhos (dB)			Pos.	S/E	N	45°	60°	70°	GP	PT	GV	M5EB4H	0°	4	Ø10	67	0	67	1	X			X	X	MWB60N4	60°	4	8X9	57	0	63	2	X			X	X	MWB70N4	70°	4	8X9	58	0	64																																							
Cabeçote Modelo	Ângulo Real	Frequência MHz	Dimensões mm	Ganhos (dB)						Pos.	S/E	N							45°	60°	70°																																																																								
				GP	PT	GV																																																																																							
M5EB4H	0°	4	Ø10	67	0	67	1	X			X	X																																																																																	
MWB60N4	60°	4	8X9	57	0	63	2	X			X	X																																																																																	
MWB70N4	70°	4	8X9	58	0	64																																																																																							
NORMA DE REFERÊNCIA: N-1594-F PROCEDIMENTO: I-CQ-028 REV.: 1 CRITÉRIO DE ACEITAÇÃO: ASME B31.3																																																																																													
Junta/Superfície
Registro da Inspeção <table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr> <th rowspan="2">Spool</th> <th colspan="2">SOLDADOR</th> <th colspan="9">Descontinuidade</th> <th rowspan="2">Laudo</th> </tr> <tr> <th>E</th> <th>D</th> <th>DESC.</th> <th>Ceb.</th> <th>Ganho</th> <th>Local</th> <th>Compr</th> <th>Prof.</th> <th>Sup.</th> <th>Tipo</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Spool 15/2015</td> <td>2026</td> <td>2896</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>A</td> </tr> <tr> <td>Spool 11/2018</td> <td>2896</td> <td>2026</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>A</td> </tr> <tr> <td>Spool 15/2015</td> <td>2072</td> <td>1768</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>A</td> </tr> <tr> <td>Spool 11/2018</td> <td>2072</td> <td>1768</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>A</td> </tr> <tr> <td>Spool 15/2018</td> <td>1746</td> <td>2948</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>A</td> </tr> </tbody> </table>						Spool	SOLDADOR		Descontinuidade									Laudo	E	D	DESC.	Ceb.	Ganho	Local	Compr	Prof.	Sup.	Tipo	Spool 15/2015	2026	2896	-	-	-	-	-	-	-	-	-	A	Spool 11/2018	2896	2026	-	-	-	-	-	-	-	-	-	A	Spool 15/2015	2072	1768	-	-	-	-	-	-	-	-	-	A	Spool 11/2018	2072	1768	-	-	-	-	-	-	-	-	-	A	Spool 15/2018	1746	2948	-	-	-	-	-	-	-	-	-	A
Spool	SOLDADOR		Descontinuidade									Laudo																																																																																	
	E	D	DESC.	Ceb.	Ganho	Local	Compr	Prof.	Sup.	Tipo																																																																																			
Spool 15/2015	2026	2896	-	-	-	-	-	-	-	-	-	A																																																																																	
Spool 11/2018	2896	2026	-	-	-	-	-	-	-	-	-	A																																																																																	
Spool 15/2015	2072	1768	-	-	-	-	-	-	-	-	-	A																																																																																	
Spool 11/2018	2072	1768	-	-	-	-	-	-	-	-	-	A																																																																																	
Spool 15/2018	1746	2948	-	-	-	-	-	-	-	-	-	A																																																																																	
Croqui <div style="text-align: center; height: 100px;"> ISOMETRICO ANEXO </div>																																																																																													
Legenda <table style="width: 100%;"> <tr> <td style="width: 33%;"> A = Aprovado R = Reprovado REC = Recomendação de exame complementar GP = Ganho Primário </td> <td style="width: 33%;"> TR = Trinca FF = Falta de Fusão FP = Falta de penetração PT = Penda por transferência </td> <td style="width: 33%;"> IE = Inclusão de Escória PO = Poro ou Porosidade EP = Empolamento GV = Ganho de Vatrredura </td> </tr> </table>						A = Aprovado R = Reprovado REC = Recomendação de exame complementar GP = Ganho Primário	TR = Trinca FF = Falta de Fusão FP = Falta de penetração PT = Penda por transferência	IE = Inclusão de Escória PO = Poro ou Porosidade EP = Empolamento GV = Ganho de Vatrredura																																																																																					
A = Aprovado R = Reprovado REC = Recomendação de exame complementar GP = Ganho Primário	TR = Trinca FF = Falta de Fusão FP = Falta de penetração PT = Penda por transferência	IE = Inclusão de Escória PO = Poro ou Porosidade EP = Empolamento GV = Ganho de Vatrredura																																																																																											
<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr> <td style="width: 33%;"> Inspeção Assinatura: Identificação: </td> <td style="width: 33%;"> Controle da Qualidade Assinatura: Identificação: </td> <td style="width: 33%;"> Cliente Assinatura: Identificação: </td> </tr> </table>						Inspeção Assinatura: Identificação:	Controle da Qualidade Assinatura: Identificação:	Cliente Assinatura: Identificação:																																																																																					
Inspeção Assinatura: Identificação:	Controle da Qualidade Assinatura: Identificação:	Cliente Assinatura: Identificação:																																																																																											

ANEXO L - Gráfico de TTPS (tempo X temperatura) com patamar de 4 horas.

RE 7508/15
DATAMAR 04:00 HORAS

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABE, F. Precipitate design for creep strengthening of 9%Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants. **Science and Technology of Advanced Materials**, 9:1–15, 2008.

ALEXANDROV, B. et al. **Phase Transformations In Creep Strength Enhanced Ferritic Steel Weld**, *Machines, Technologies, Materials*, Vol. 4, No 1, pp. 33-36, 2012.

API. **Use of 9Cr-1Mo-V (Grade 91) Steel in the Oil Refining Industry**. Washington D. C. 2008.

ARBAB, A. et al. The T91/P91 Book by **Manessman & Vallourec Tubes**, 1999.

ASME **B31.1**. Power Piping. Code for Pressure Piping, B31: ASME Internacional, 2016.

ASME **B31.3**. Process Piping. Code for Pressure Piping, B31: ASME Internacional, 2014.

ASME **Boiler and Pressure Vessel Code. Section IX-2010** Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures, Welders, Brazers, and Welding and Brazing Operators.

ASTM **A213/A213M** Standard Specification for Seamless Ferritic and Austenitic Alloy-Steel Boiler, Superheater, and Heat-Exchanger Tubes. ASTM International, 2015.

ASTM **A234/A234M** Standard Specification for Piping Fittings of Wrought Carbon Steel and Alloy Steel for Moderate and High Temperature Service. ASTM International, 2015.

ASTM **A335/A335M** Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service. ASTM International, 2015.

ASTM **A370** Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. ASTM International, 2016.

ASTM **A387/A387M** Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Chromium-Molybdenum. ASTM International, 2011.

ASTM **E1019** Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques. ASTM International, 2008.

ASTM **E21** Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials. ASTM International, 2009.

ASTM **E3** Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. ASTM International, 2007.

ASTM **E340** Standard Practice for Macroetching Metals and Alloys, 2015.

ASTM **E415** Standard Test Method for Atomic Emission Vacuum Spectrometric Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel. ASTM International, 2008.

ASTM **E7** Standard Terminology Relating to Metallography. ASTM International, 2003.

ASTM **E8/E8M** Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. ASTM International, 2009.

ASTM **E92** Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. ASTM International, 2003.

AWS **A5.23**: Specification for low-alloy steel electrodes and fluxes for submerged arc welding, American Welding Society (AWS), 2007

AWS. **A5.28**: Specification for low-alloy steel electrodes and rods for gas shielded arc welding. [S.I.]: American Welding Society, 2005.

AWS. **A5.5**: Specification for low-alloy steel electrodes for shielded metal arc welding. [S.I.]: American Welding Society, 2006.

AWS. **WHC1.06**: Test Methods for Evaluating Welded Joints. [S.I.]: American Welding Society, 2001.

BENTO, E. A. P. Influência dos parâmetros de tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais de um tubo de aço ASTM A 335, Dissertação de Mestrado, **Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo**, 2014.

BS EN ISO **3580**. Welding consumables - Covered electrodes for manual metal arc welding of creep resisting steels – Classification, 2011.

COHN, M. J. et al. Fabrication, Construction, and Operation Problems for Grade 91 Fossil Power Components. **Journal of Pressure Vessel Technology**, by **ASME**, May 2005, Vol.127, pp 197 – 203.

COLEMAN, K. K.; NEWELL, W. F. Jr. P91 and Beyond: Welding the new-generation Cr-Mo alloys for high-temperature service. **Welding Journal**. p. 29-33, 2007.

DAS, C. R. et al. Effect of prior microstructure on microstructure and mechanical properties of modified 9Cr-1Mo steel weld joints. **Materials Science and Engineering**, A 477, 185-192, 2008.

DIETER, G. E.; **Mechanical Metallurgy**. 2ª ed. Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1981.

ENNIS, P.J. & CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A. **Recent advances in creep resistant steels for power plant application**. OMMI, 1, 2002.

EPRI - Electric Power Research Institute. **Conference on 9Cr Materials Fabrication and Joining Technologies**. Palo Alto, USA, 2001.

EPRI - Electric Power Research Institute. **Fifth International Conference on Welding and Repair Technology for Power Plants**. Point Clear, USA, 2002.

EPRI - Electric Power Research Institute. **Guideline for Welding Creep Strength-Enhanced Ferritic Alloys**, Palo Alto, USA, 2007.

EPRI. **Guidelines and Specifications for High-Reliability Fossil Power Plants**. Best Practice Guideline for Manufacturing and Construction of Grade 91 Steel Components, Palo Alto, 2011.

FUCHS, R., GROSS, V., HEUSER, H. and JOCHUM C., **Properties of matching filler metals for the advanced martensitic steels T91/P91**, 5^a International EPRI RRAC Conference, Alabama, USA, 2002.

GARCIA, D. M. **Influência dos parâmetros de soldagem na resistência à fluência de juntas soldadas de aço ASTM A335 P91**. 2013. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, SP.

HEUSER, H. et al. **Properties of matching filler metals for T91/P91**. EPRI-RRAC Fifth International Conference on Welding and Repair Technology for Power Plants. Alabama. 2002.

HILKES, J.; GROSS, V. **Welding Cr-Mo steels for Power Generation and Petrochemical Applications – Past, Present & Future**, Conference, Singapore, 2009.

IGAMI, M.P.Z. (Org.); VIEIRA, M. M. F. (Org.) **Guia para a elaboração de teses e dissertações**: programa de Pós-graduação Tecnologia Nuclear – IPEN/USP. 3 ed. São Paulo: Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2017. Disponível em: <[https://intranet.ipen.br/portal_por/conteudo/biblioteca/arquivos/NOVO_GUIA_TESSES E DISSERTAÇÕES.pdf](https://intranet.ipen.br/portal_por/conteudo/biblioteca/arquivos/NOVO_GUIA_TESSES_E DISSERTAÇÕES.pdf)> Acesso em: 12 set. 2017.

Kou, S. 1987. **Welding Metallurgy**. Hoboken, N.J.: John Wiley & Sons, Inc

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;

MAYR, P. 2007. **Weldability of Modern 9%Cr Steels for Application in USC Power Plants**. PhD dissertation. Styria, Graz University of Technology.

NORENA, C. H.; BRUZZONI, P. Effect of microstructure on hydrogen diffusion and trapping in a modified 9%Cr–1%Mo steel. **Materials Science and Engineering**. A 527, 2010. 410-416.

PANDEY, C. et al. Effect of Normalization and Tempering on Microstructure and Mechanical Properties of V-Groove and Narrow-groove P91 Pipe Weldments. **Materials Science & Engineering**. A 685 (2017) 39-49. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.12.079>> Acesso em: 19 dez. 2016.

PETROBRAS **N-133**, Revisão M, Soldagem, Julho, 2015.

PETROBRAS **N-1438**, Revisão E, Terminologia Soldagem, 2013.

PETROBRAS **N-1594**, Ensaio Não Destrutivo – Ultrassom em Solda, 2013.

PETROBRAS **N-1597**, Ensaio Não Destrutivo Visual, 2013.

PETROBRAS **N-1598**, Ensaios Não Destrutivos – Partículas Magnéticas, 2013.

ROBERTS, B. W.; CANONICO, D. A. “Candidate Uses for Modified 9Cr-1Mo Steel in an Improved Coal-Fired Power Plant.” ***The First International Conference on Improved Coal-Fired Power Plants***, EPRI Program (RP1403), Palo Alto, California, November 19 – 21, 1986.

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

SANTELLA, M. L. et al. **Martensite formation in 9 Cr-1 Mo steel weld metal and its effect on creep behavior**. Oak Ridge National Laboratory / Babcock & Wilcox Company.

SAWADA, K. et al. **Microstructure characterization of heat affected zone after welding in Mod. 9Cr-1Mo steel**. National Institute for Materials Science, 101, 2015. 106-113.

SILWAL, B. et al. Effect of postweld heat treatment on the toughness of heat-affected zone for grade 91 steel. **Welding Journal** 91(3): 80-s to 87-s, 2013.

SWINDEMAN, R. W. et al. Issues in replacing Cr-Mo steel and stainless steels with 9Cr-1Mo-V steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, 81, 507-512, 2004.

TANIGUCHI, G.; YAMASHITA, K. Effects of Post Weld Heat Treatment (PWHT) Temperature on Mechanical Properties of Weld Metals for High-Cr Ferritic Heat-Resistant Steel. Welding Process Dept., Technical Center, Welding Business. **Kobelco Technology Review** No. 32 DEC, 2013.

TEIXEIRA, Marcos A.; NEVES, M. D. M. Avaliação de propriedades mecânicas de juntas soldadas do aço Grau 91 submetidas a diversas condições ao tratamento

térmico pós-soldagem. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, XLI, 12 a 15 de outubro, 2015, Salvador, BA. CT110. **Anais eletrônicos...** Disponível em: <repositorio.ipen.br:8080/xmlui/bitstream/handle/123456789/26596/22501.pdf?...> Acesso em: 23 set 2016.

X.M. Li, Y. Zou, Z.W. Zhang, Z.D. Zou, B.S. Du, **Intergranular Corrosion of Weld Metal of Super Type 304H Steel During 650°C Aging**, CORROSION. 2012;68(5), p. 379-387.

X. Yu et al. Correlation of precipitate stability to increased creep resistance of Cr–Mo steel welds. **Acta Materialia**, 61, 2194-2206, 2013.

WJMG - Welding and Joining Metallurgy Group. The Ohio State University Welding Engineering Program. **CSEF Steel for Power Generation Applications: Development of Critical Transformation Temperatures Data Base.**

Disponível em: <<http://wjmg-mse.org.ohio-state.edu/creepStrength.php>>. Acesso em 22 set. 2016.