ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

DIEGO MARTINS GARCIA

Influência dos parâmetros de soldagem na resistência à fluência de juntas soldadas de aço ASTM A 335 P91

São Paulo

2013

DIEGO MARTINS GARCIA

Influência dos parâmetros de soldagem na resistência à fluência de juntas soldadas de aço ASTM A 335 P91

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção de título de Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Professor Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo 2013 Este exemplar foi revisado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 03 de julho de 2013.

Assinatura do autor

Assinatura do orientador



1. Soldagem 2. Aço P91 3. Fluência 4. Arame Tubular I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.

"Os que se encantam com a prática sem a ciência são como os timoneiros que entram no navio sem timão ou bússola, nunca tendo certeza do seu destino."

Leonardo da Vinci

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a minha avó, Divina Garcia Gomez, que já não se encontra mais conosco e deixa muitas saudades.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, que nos dá todas as forças de que precisamos.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi, pela orientação precisa e ensinamentos valiosos.

À Petróleo Brasileiro S.A., por investir no meu desenvolvimento acadêmico, pessoal e profissional.

Às empresas: Lincoln Electric do Brasil, representando a Metrode Products Ltd, pelo fornecimento dos consumíveis de soldagem; Jambeiro Caldeiraria e Usinagem Ltda, pela execução das soldagens e tratamentos térmicos; Proaqt Empreendimentos Tecnológicos Ltda, pela realização dos ensaios mecânicos e metalográficos; STM – Sistemas de Teste em Materiais Ltda, pela realização dos ensaios de fluência; e ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, pelas análises metalográficas e microscópicas complementares.

A todos os colegas que contribuíram na realização deste trabalho, especialmente Dany Michell Andrade Centeno pela ajuda com as análises metalográficas complementares; Douglas de Oliveira Passos, pelas importantes discussões técnicas; Paulo Roberto da Silva, pelas valiosas sugestões e pelo apoio no acompanhamento da soldagem e dos ensaios; e Rafael Nascimento Silva, pela elaboração dos diagramas de fases do material.

Finalmente, a todos da minha família, por todo o apoio e por acreditarem sempre no meu sucesso, em especial, minha irmã, Ariana Martins Garcia, meus pais, Míriam Martins e Bruno Garcia e Garcia, e meus padrinhos, Fátima Fernandes Rodrigues de Souza e Carlos Garcia y Garcia.

RESUMO

A utilização do aço ASTM A 335 P91 tem sofrido um aumento considerável, especialmente em função da necessidade de materiais com maior resistência à fluência para aplicações em unidades de utilidades (geração de vapor) e de processo. Por ser um material de difícil soldabilidade, diversos problemas são enfrentados durante a construção das unidades e, posteriormente, durante manutenção, geralmente em função de problemas de soldagem oriundos da fase de fabricação e construção. As normas de projeto e construção utilizadas internacionalmente vêm sofrendo adaptações a fim de melhorar a utilização deste material, mas seus requisitos ainda apresentam importantes lacunas em relação às principais práticas recomendadas pela literatura técnica mais atual. Visando uma melhor utilização deste material, obtendo juntas soldadas com propriedades mecânicas e metalúrgicas mais consistentes, o presente trabalho foi desenvolvido avaliando-se a influência de parâmetros de soldagem – energia de soldagem e temperatura de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) – sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas, incluindo resistência à fluência, de juntas soldadas de aço ASTM A 335 P91. Foram testadas nove juntas soldadas, combinando três níveis de energia de soldagem com três temperaturas de TTPS. Os resultados obtidos indicam que é possível ter melhor controle sobre as propriedades deste material, desde que se opere com níveis mais restritos de energia de soldagem e maiores temperatura de TTPS, observando-se as limitações pertinentes, especialmente no que tange à temperatura crítica de transformação Ac₁.

ABSTRACT

The use of ASTM A 335 P91 has been increased considerably specially because of the need for materials with higher creep resistance for power generation (nuclear and thermoelectric) and oil and gas processing applications. As this is a material with poor weldability, several issues are faced during construction of these unities, and later during maintenance usually associated with welding problems originated in the fabrication and construction phase. The design and construction codes most used worldwide are receiving important revisions targeting to enhance the use condition of this material but its requirements still show important lacks when compared to the main practices recommended by the more recent technical literature. Aiming a better usage of this material obtaining sound welded joints with more consistent metallurgical and mechanical properties, this work was developed assessing the influence of some welding parameters – welding heat input and temperature of post-weld heat treatment (PWHT) - on the metallurgical and mechanical properties, including creep strength, of welded joints of ASTM A 335 P91 steel. Nine welded joints were submitted to testing, combining three different levels of welding heat input with three different PWHT temperatures. The results show that it is possible to have a better control over the properties of this material since it is used lower welding heat inputs combined to higher PWHT temperatures, taking care about the limitations regarding the critical transformation temperature Ac_1 .

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Condutividade térmica de diferentes aços, em função da temperatura [6] 22
Figura 2 – Coeficiente de expansão térmica linear [6]22
Figura 3 – Temperabilidade do aço P91 (ensaio Jominy) [6]
Figura 4 – Diagrama TRC de um aço P91 [6]25
Figura 5 – Efeito dos teores de Ni + Mn sobre a temperatura Ac_1 de metal de solda do aço
P91 [6]
Figura 6 – Efeito do teor de oxigênio em soldas de aço P91 [6]
Figura 7 – Influência dos parâmetros de TTPS na energia absorvida de metal depositado de
P91 [6]
Figura 8 – Classificação de trincas em juntas soldadas [28]
Figura 9 – Sistemática de identificação dos tubos de teste
Figura 10 – Esquema do chanfro
Figura 11 – Foto em detalhe do chanfro
Figura 12 – Foto dos tubos de teste com juntas preparadas e montadas
Figura 13 – Foto do posicionamento dos tubos de teste40
Figura 14 – Esquema de posicionamento dos termopares em cada tubo de teste
Figura 15 – Foto do tubo de teste mostrando parte interna do tubo onde foram instalados
quatro termopares
Figura 16 – Foto do tubo de teste mostrando instalação de termopares e caixa de
resistências elétricas
Figura 17 – Detalhe interno do tubo de teste mostrando posição dos termopares. Mantas de
isolamento térmico já instaladas e preaquecimento sendo aplicado
Figura 18 – Foto do alimentador de arame 44
Figura 19 – Execução da soldagem do passe de raiz em tubo de teste
Figura 20 – Soldagem com o processo Arame Tubular45
Figura 21 – Foto de soldagem sendo executada pelo processo Arame Tubular mecanizado. 45
Figura 22 – Esquema de posicionamento de termopares para o TTPS
Figura 23 – Equipamento para execução do TTPS com tubo de teste preparado
Figura 24 – Execução do TTPS em tubo de teste49
Figura 25 – Esquema para preparação de corpo de prova do tipo "almofada" adaptado de
AWS A5.29 [26]

Figura 26 - Tubo de teste após soldagem e TTPS52
Figura 27 – Tubo de teste com seção removida para usinagem dos corpos de prova de
fluência53
Figura 28 – Esquema de remoção de corpos de prova – seção transversal
Figura 29 – Esquema de remoção dos corpos de prova – vista planificada55
Figura 30 – Esquema de preparação do corpo de prova de tração do metal de base
Figura 31 – Esquema de preparação dos corpos de prova de tração transversal das soldas. 56
Figura 32 – Ensaio de tração transversal de solda – início do processo de estricção 57
Figura 33 – Ensaio de tração transversal de solda – próximo do rompimento final do corpo
de prova
Figura 34 – Orientação do ensaio de dobramento transversal lateral [33]
Figura 35 – Esquema de preparação dos corpos de prova para dobramento transversal
lateral das soldas
Figura 36 – Ensaio de dobramento lateral de solda em estágio inicial de realização59
Figura 37 – Ensaio de dobramento lateral de solda em estágio intermediário de realização. 60
Figura 38 – Ensaio de dobramento lateral de solda em estágio final de realização –
dobramento próximo de 180°60
Figura 39 – Corpos de prova em banho para resfriamento62
Figura 40 – Máquina para ensaio de impacto Charpy62
Figura 41 – Esquema de preparação de corpos de prova para ensaio de impacto Charpy 63
Figura 42 – Posição de remoção dos corpos de prova de impacto Charpy em relação à seção
transversal da solda
Figura 43 – Perfil de dureza Vickers na seção transversal da junta soldada64
Figura 44 – Perfil de microdureza Vickers na seção transversal de junta soldada65
Figura 45 – Regiões das análises químicas na seção transversal de junta soldada66
Figura 46 – Máquina utilizada para ensaios de tração à quente67
Figura 47 – Máquinas de fluência utilizadas nos ensaios69
Figura 48 – Posição dos corpos de prova de fluência nas juntas soldadas – ZAC do bisel reto
posicionada no centro da parte útil do corpo de prova70
Figura 49 – Descontinuidades identificadas na ocasião do corte das juntas soldadas73
Figura 50 – Descontinuidade observada na junta E1T2
Figura 51 – Descontinuidades encontradas na junta E2T3

Figura 52 – Descontinuidade encontrada na junta E3T174
Figura 53 – Macrografia da junta soldada E1T175
Figura 54 – Macrografia da junta soldada E1T275
Figura 55 – Macrografia da junta soldada E1T375
Figura 56 – Macrografia da junta soldada E2T176
Figura 57 – Macrografia da junta soldada E2T276
Figura 58 – Macrografia da junta soldada E2T376
Figura 59 – Macrografia da junta soldada E3T177
Figura 60 – Macrografia da junta soldada E3T277
Figura 61 – Macrografia da junta soldada E3T377
Figura 62 – Microestruturas observadas na junta E1T1: martensita revenida com dispersão
de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio
Figura 63 – Microestruturas observadas na junta E1T2: martensita revenida com dispersão
de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio
Figura 64 – Microestruturas observadas na junta E1T3: martensita revenida com dispersão
de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio
Figura 65 – Microestruturas observadas na junta E2T1: martensita revenida com dispersão
de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio
Figura 66 – Microestruturas observadas na junta E2T2: martensita revenida com dispersão
de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio
Figura 67 – Microestruturas observadas na junta E2T3: martensita revenida com dispersão
de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio
Figura 68 – Microestruturas observadas na junta E3T1: martensita revenida com dispersão
de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio
Figura 69 – Microestruturas observadas na junta E3T2: martensita revenida com dispersão
de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio
Figura 70 – Microestruturas observadas na junta E3T3: martensita revenida com dispersão
de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio
Figura 71 – Corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente
Figura 72 – Corpos de prova dos ensaios de fluência do metal de base, após ruptura91
Figura 73 – Curva de fluência da amostra 1 do metal de base
Figura 74 – Curva de fluência da amostra 2 do metal de base

Figura 75 – Curva de fluência da amostra 3 do metal de base
Figura 76 – Curva de fluência da amostra 4 do metal de base
Figura 77 – Curva de fluência da amostra 5 do metal de base
Figura 78 – Curva de fluência da amostra 6 do metal de base
Figura 79 – Corpos de prova de fluência das juntas soldadas – condição 650°C x 75 MPa 96
Figura 80 – Corpos de prova de fluência das juntas soldadas – condição 700°C x 45 MPa 97
Figura 81 – Curvas de fluência das juntas soldadas – condição 650°C x 75 MPa
Figura 82 – Curvas de fluência das juntas soldadas – condição 700°C x 45 MPa
Figura 83 – Diagrama de fases para a composição química média do metal base -
Thermocalc®
Figura 84 – Diagrama de fases para a composição química média do metal depositado por
Arame Tubular - Thermocalc®105
Figura 85 – Macrografia típica das juntas soldadas fraturadas no ensaio de fluência,
indicando ocorrência de trinca Tipo IV107
Figura 86 – Macrografia de fratura no ensaio de fluência, característica das juntas E3T3
(ensaio a 650°C) e E1T3 (ensaio a 700°C), apresentando dupla estricção com fratura na
região intercrítica da ZAC107
Figura 87 – Matriz de martensita revenida apresentando ferrita no MS da junta E2T2 108
Figura 88 – Frações volumétricas das fases de equilíbrio, para o metal de base e metal de
solda depositado por AT 110
Figura 89 – Resistência à tração das juntas soldadas11
Figura 90 – Composição de micrografias, mostrando ocorrência típica de trinca Tipo IV nas
juntas soldadas submetidas ao ensaio de fluência112
Figura 91 – Ruptura à fluência nos ensaios a 650°C e 75 MPa
Figura 92 – Ruptura à fluência nos ensaios a 700°C e 45 MPa
Figura 93 – Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy em cada região de junta soldada.
Figura 94 – Médias das energias absorvidas para o metal de solda das juntas soldadas 115
Figura 95 – Médias das energias absorvidas para as ZAC das juntas soldadas116
Figura 96 – Perfis de dureza por junta soldada117

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composições químicas nominais dos aços para alta temperatura18
Tabela 2 – Equivalência entre especificações americanas e europeias para aços Cr-Mo 20
Tabela 3 – Composição química requerida do aço P91, % em peso
Tabela 4 – Propriedades mecânicas requeridas para o aço P91
Tabela 5 – Variáveis de soldagem e TTPS aplicados nos tubos de teste
Tabela 6 – Parâmetros de soldagem efetivamente aplicados nos tubos de teste
Tabela 7 – Composição química do metal de base [% em peso]
Tabela 8 – Composição química por EEO nos depósitos por TIG [% em peso]
Tabela 9 – Composição química por combustão nos depósitos por TIG [% em peso]
Tabela 10 – Composição química por EEO nos depósitos por AT [% em peso]
Tabela 11 – Composição química por combustão nos depósitos por AT [% em peso]
Tabela 12 – Resultados dos ensaios de tração à quente no metal de base
Tabela 13 – Resistência à tração das juntas soldadas
Tabela 14 – Resultados dos ensaios de dobramento das juntas soldadas
Tabela 15 – Resultados dos ensaios de fluência do metal de base
Tabela 16 – Resultados dos ensaios de fluência em juntas soldadas – 650°C x 75 MPa 95
Tabela 17 – Resultados dos ensaios de fluência em juntas soldadas – 700°C x 45 MPa 95
Tabela 18 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy no metal de base
Tabela 19 – Resultados de impacto Charpy nas juntas soldadas
Tabela 20 – Resultados de dureza Vickers HV10 nas juntas soldadas
Tabela 21 – Resultados de microdureza Vickers HV0,5 nas juntas soldadas
Tabela 22 - Fração volumétrica de fases no metal de base e depósito em Arame Tubular 109

Sumário

1.	INTR	RODUÇÃO	15
2.	REVI	ISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
	2.1.	O DESENVOLVIMENTO E EVOLUÇÃO DOS AÇOS PARA ALTA TEMPERATURA	16
-	2.2.	OS AÇOS Cr-Mo	18
	2.3.	O AÇO P91	20
	2.3.	1. Soldagem do aço P91	27
	2.3.2	2. Resistência à fluência de juntas soldadas e trinca Tipo IV	33
3.	OBJE	ETIVO	35
4.	PRO	CEDIMENTO EXPERIMENTAL	36
2	4.1. 9	SOLDAGEM E TTPS DOS TUBOS DE TESTE	36
	4.1.	1. Plano de testes	36
	4.1.	2. Corte, preparação e montagem das juntas a serem soldadas	37
	4.1.	3. Execução da Soldagem	43
	4.1.4	4. Execução dos tratamentos térmicos pós-soldagem	47
	4.1.	5. Deposição de "almofada" para análise química	50
2	1.2.	ENSAIOS E TESTES	50
	4.2.	1. Ensaios mecânicos e metalográficos	50
	4.2.2	2. Ensaios em alta temperatura	51
	4.2.3	3. Ensaios não destrutivos	51
	4.2.4	4. Métodos de execução dos ensaios	52
5.	RESU	JLTADOS	71
Ĩ	5.1.	ENSAIOS E TESTES	71
	5.1.	1. Análises químicas	71
	5.1.	2. Inspeção por ultrassom	73
	5.1.3	3. Macrografias	74

	5.1.4.	Micrografias	78
	5.1.5.	Ensaios de tração	87
	5.1.6.	Ensaios de dobramento	89
	5.1.7.	Ensaios de fluência	
	5.1.8.	Ensaios de impacto Charpy	
	5.1.9.	Ensaios de dureza Vickers	100
	5.1.10	. Ensaios de microdureza	101
6.	DISCUS	SÃO	103
(5.1. AN	IÁLISE QUÍMICA	103
	6.1.1.	Metal de base	103
	6.1.2.	Metal de solda	103
	6.1.3.	Diagramas de fases do metal de base e depósito por Arame Tubular	
(5. 2 . EN	SAIOS NÃO DESTRUTIVOS	106
	6.2.1.	Inspeção por ultrassom	106
(5.3. MA	ACROGRAFIAS DAS JUNTAS SOLDADAS	106
	6.3.1.	Caracterização das juntas soldadas	106
	6.3.2.	Caracterização do tipo de trinca ocorrida no ensaio de fluência	106
(5.4. CA	RACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS SOLDADAS	108
(6.5. EN	SAIOS DE TRAÇÃO	110
(5.6. EN	SAIOS DE DOBRAMENTO	111
(5. 7 . EN	SAIOS DE FLUÊNCIA	111
(5.8. EN	SAIOS DE IMPACTO CHARPY	114
(5.9. EN	SAIOS DE DUREZA VICKERS NAS JUNTAS SOLDADAS	116
7.	CONCL	USÕES	118
8.	BIBLIO	GRAFIA	120

1. INTRODUÇÃO

O aço P91 (ou grau 91) é utilizado em aplicações de elevada temperatura, como plantas nucleares, petroquímicas e unidades termoelétricas [1]. O desenvolvimento deste material se deu devido à busca de aumento de eficiência em tais aplicações, possibilitando o aumento de pressões e temperaturas de operação [2,3]. Para isso, o aço P91 possui elevada resistência à fluência e elevadas propriedades mecânicas, sendo que a fabricação e processamento dos produtos (sejam chapas ou tubos) devem ser muito bem controlados, garantindo microestruturas adequadas [4].

Por outro lado, a soldagem deste material pode se apresentar como uma atividade consideravelmente complexa, à medida que diversos cuidados devem ser observados antes, durante e após a operação de união, para se garantir que as juntas soldadas apresentem qualidade adequada e propriedades compatíveis com o metal de base.

Diversos códigos de projeto e construção apresentam uma série de requisitos para soldagem dos aços P91, visando a integridade das instalações construídas [1]. Ainda assim, têm-se observado que mesmo os vários requisitos de códigos não abordam todas as questões técnicas e problemas relativos à soldagem deste material, de forma que importantes instituições vêm publicando documentos com uma extensa descrição de práticas recomendadas para soldagem dos aços P91 [5,6], contribuindo assim para a garantia da qualidade em operações de soldagem dos aços P91, visto a considerável dificuldade em se obter as propriedades mecânicas e controle microestrutural adequados nas juntas soldadas deste material.

Um dos principais problemas em juntas soldadas de aço P91, relatado com grande frequência atualmente, é a perda de propriedades mecânicas em sua zona afetada pelo calor (ZAC), diminuição da resistência à fluência nesta região e consequente trincamento Tipo IV, assim classificado devido à região de ocorrência em relação à junta soldada. Diversos esforços em pesquisas vêm sendo conduzidos buscando um melhor entendimento deste fenômeno, e formas eficazes de minimização da susceptibilidade ou mitigação [7,8]. A diminuição de resistência à fluência na ZAC de juntas soldadas pode implicar em reduções de cerca de 20% na vida útil dos componentes [6], ou até mesmo levar a falhas prematuras com apenas 6 a 10 anos de operação [2], dependendo das condições de pressão e temperatura a que o componente está submetido.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. O DESENVOLVIMENTO E EVOLUÇÃO DOS AÇOS PARA ALTA TEMPERATURA

Atualmente diversos materiais podem ser aplicados em temperatura elevada, apresentando desempenho satisfatório com relação à manutenção de propriedades mecânicas, degradação microestrutural e resistência à fluência. Três grupos específicos se destacam para aplicação nas indústrias petroquímica, nuclear e termoelétrica: os aços Cr-Mo, também conhecidos como aços ferríticos com resistência à fluência aumentada, os aços inoxidáveis austeníticos, da série 300, e algumas ligas de níquel. Tanto os aços inoxidáveis austeníticos quanto as ligas de níquel apresentam melhor resistência à fluência dos que os aços ferríticos (sendo as ligas de níquel, em geral, ainda melhores do que os aços inoxidáveis austeníticos). Entretanto os aços ferríticos com resistência à fluência aumentada apresentam grande atratividade para uso, devido ao seu custo relativamente mais baixo, além de outras propriedades interessantes, por exemplo, menor coeficiente de expansão térmica em relação aos outros dois grupos.

A família de aços denominada *CSEF*, sigla em inglês para "aços ferríticos com resistência à fluência aumentada", é composta pelos aços Cr-Mo, com adições variadas desses elementos e ainda diversos outros, em que a resistência à fluência é aumentada através de um controle preciso da microestrutura, com formação de perlita, bainita ou martensita em condições bem controladas e estabilizadas durante um tratamento de revenimento devido à precipitação de carbonetos, carbonitretos ou outras fases estáveis ou metaestáveis [9].

A grande motivação para pesquisa e desenvolvimento desta família de aços ao longo de todo o século passado foi a busca pela melhoria das propriedades em alta temperatura, especialmente resistência à fluência, mas também resistência mecânica, tenacidade, corrosão e oxidação em temperaturas elevadas. Esta necessidade se deu devido à demanda de aumento de eficiência de plantas industriais, a princípio de geração de energia termoelétrica, mas logo foi percebido o grande potencial de aplicação também em plantas nucleares, petroquímicas, de celulose e papel, entre outras. Como o aumento de eficiência das plantas está intrinsecamente associado a um aumento de temperatura e pressão de operação, os aços precisam ter um desempenho satisfatório em temperaturas cada vez mais elevadas, submetidos a tensões cada vez mais elevadas. Já por volta de década de 1920 os primeiros aços Cr-Mo começaram a ser utilizados para aplicações em plantas de geração de energia. Largamente utilizado até os dias atuais, o P22 foi introduzido por volta dos anos 40, seguido pelo P9 [10]. O P91 foi desenvolvido na década de 70, e aprovado para uso nos códigos de projeto apenas na década de 80 [1,6]. As gerações mais avançadas vêm sendo desenvolvidas nos últimos 20 anos, e continuam sob intensa pesquisa. Devido à larga utilização destes aços, mesmos as primeiras gerações de desenvolvimento continuam sendo foco de estudos e pesquisa. Deve-se considerar ainda que diversos problemas relativos ao uso destes materiais vêm aparecendo apenas após vários anos de uso, principalmente devido à degradação por fluência ou fragilização associadas à alterações microestruturais provocadas pela alta temperatura. Isto mantem as pesquisas e estudos ativos mesmos nos aços mais antigos.

Considerando então que a principal propriedade a ser conferida era resistência à fluência, o desenvolvimento dos aços "*CSEF*" buscou o controle de composições químicas e microestruturas que, de certa forma, bloqueassem ou minimizassem a ocorrência dos mecanismos que levam ao dano por fluência, normalmente através da formação de microestruturas mais resistentes, como bainita ou martensita revenida, e grande dispersão de precipitados, como carbonetos e carbonitretos.

Os primeiros aços para aplicação em alta temperatura, desenvolvidos no início do século passado, evoluíram, em termos de composição química, a partir dos aços carbono, com pequenas adições de elementos de liga como molibdênio e cromo. Representantes desta geração são, por exemplo, os aços ASTM A 335 P1 e P2. A evolução foi gradativa e contínua, através de melhores ajustes nos teores de carbono, cromo e molibdênio e, posteriormente, adições de teores relativamente altos de cromo. Representantes desta geração posterior são os aços ASTM A 335 P1, P22, P5 e P9. O desenvolvimento se seguiu através de adições de outros elementos estabilizadores de carbonetos, como vanádio, nióbio, e nitrogênio. O aço P91 é o mais importante representante desta geração, que é uma clara evolução a partir do aço P9, citado anteriormente. As gerações mais avançadas contam com adições dos diversos elementos já citados, além de incrementos de elementos como boro, tungstênio e titânio em sua composição. Os aços P23, P24, P92, P911 e P122 representam esta geração. A Tabela 1 apresenta as composições nominais de Cr e Mo dos aços citados, bem como quais são os demais elementos adicionados, quando aplicável, mostrando a evolução, em termos de composição química, dos mesmos [11].

Aço	% C	% Cr	% Mo	Outros elementos
P1	0,10 - 0,20		0,5	
P2	0,10-0,20	0,5	0,5	
P11	0,05 - 0,15	1,25	0,5	
P22	0,05 - 0,15	2,25	1,0	
Р5	0,15 máx	5,0	0,5	
Р9	0,15 máx	9,0	1,0	
P91	0,08 - 0,12	9,0	1,0	V, Nb, N
P23	0,04 - 0,10	2,25	0,2	V, Nb, N, Ti, B, W
P24	0,05 - 0,10	2,25	1,0	V, N, Ti, B
P92	0,07 - 0,13	9,0	0,5	V, Nb, N, B, W
P911	0,09 - 0,13	9,0	1,0	V, Nb, N, B, W
P122	0,07 - 0,14	11,0	0,5	V, Nb, N, B, W, Cu

Tabela 1 – Composições químicas nominais dos aços para alta temperatura.

Fonte: ASTM A 335 [11].

2.2. OS AÇOS Cr-Mo

Os aços Cr-Mo são normalmente fornecidos nas condições normalizado e revenido ou temperado e revenido, com microestrutura predominantemente ferrítica/perlítica para os teores de cromo mais baixo. Os aços com adições de elementos como Nb, V e N, mas com teores de Cr ainda relativamente baixos, já apresentam formação de bainita ou eventualmente martensita em determinadas proporções. Os aços com 9% de Cr e demais elementos de liga apresentam microestrutura com 100% de martensita revenida. Devido à grande quantidade de elementos de liga, apresentam grande dispersão de precipitados finamente distribuídos (em função dos tratamentos térmicos), que têm a função de melhorar a resistência à fluência através do efeito de ancoragem dos contornos de grão barreira à movimentação de discordâncias [10,12].

Devido à razoável temperabilidade, levando a microestruturas potencialmente susceptíveis, estes aços são altamente sujeitos à ocorrência de trincamento por hidrogênio, e outros problemas associados à formação de microestruturas frágeis. Normalmente avaliações de temperaturas de transição dúctil-frágil, através de ensaios de impacto Charpy, são requeridas para estes materiais. Em função deste potencial de fragilização, especialmente durante a operação de soldagem, usualmente são requeridos ensaios de dureza de campo, com equipamentos portáteis, para avaliação das condições microestruturais do material efetivamente empregado, e monitoramento de possíveis mecanismos de degradação.

É importante também conhecer a sistemática de nomenclatura adotada pelos códigos ASME (American Society of Mechanical Engineers) e ASTM (American Society for Materials Testing), por serem as normas mais utilizadas no Brasil e América de um modo geral para fabricação e uso dos aços para aplicação em alta temperatura. A sistemática de nomenclatura é a mesma para os dois códigos, de fato, a sistemática utilizada pelo código ASTM foi posteriormente incorporada pelo código ASME, permanecendo idênticas atualmente. A sistemática funciona da seguinte forma: existem diversas normas, cada uma específica para um tipo de produto fabricado, seja tubo de condução, tubo de troca térmica, chapa, forjado, etc. A norma ASTM A 335 estabelece as condições de fabricação de tubos de condução, de aços ferríticos, para aplicação em alta temperatura. A norma ASTM A 213 estabelece os requisitos para fabricação de tubos de troca térmica, a norma ASTM A 387 é aplicável a chapas, e assim por diante. Em cada um dessas normas os diferentes aços são designados por diferentes graus, conforme sua composição química nominal, propriedades mecânicas e métodos de fabricação (tratamentos térmicos, etc.). A designação consiste em uma letra seguida de um número (de um a três dígitos). A letra apenas faz referência ao tipo de produto do qual se trata, por exemplo, "P" para pipe (ASTM A 335), "T" para tube (ASTM A 213) e nenhuma letra no caso de chapa, designadas apenas pela palavra grade (ASTM 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 são exatamente o mesmo aço em termos de composição química nominal, propriedades mecânicas requeridas e até mesmo tratamentos térmicos, mudando apenas o tipo de produto fornecido e os requisitos relacionados especificamente à fabricação daquele tipo de produto, sendo tubo de condução, tubo de troca térmica e chapa, respectivamente [11,13,14]. Para efeito de abordagem neste trabalho, será adotada a nomenclatura estabelecida na norma ASTM A 335, mas, de modo geral, com uma abrangência implícita para as demais normas, observando-se as equivalências de especificações e as particularidades de requisitos em cada uma.

Apesar de o sistema de nomenclatura mais utilizado no Brasil, e provavelmente no mundo, ser o sistema americano, os aços Cr-Mo também estão contemplados em outras normas com sistemas de nomenclatura específicos, como o europeu. A norma EN 10216-2 estabelece os critérios para fabricação dos aços Cr-Mo adotados nos países da Europa [15]. Apesar de apresentar requisitos de fabricação e testes, de um modo geral, mais rigorosos, é possível estabelecer uma equivalência entre as especificações determinadas pelas normas americanas e as determinadas pela norma europeia, exceto por alguns graus que ainda não foram incluídos nesta última, como o 92 e o 911. A Tabela 2 apresenta a equivalência entre as especificações americanas e europeias para alguns aços Cr-Mo.

Tabela 2 – Equivalência entre especificações americanas e europeias para aços Cr-Mo.

ASTM	EN 10216-2
P22	10CrMo9-10
P91	X10CrMoVNb9-1
P23	7CrWVMoNb9-6
P24	7CrMoVTiB10-10
P92	X10CrWMoVNb9-2 ¹
P911	X11CrMoWVNb9-1-1 ¹

Nota¹: aços em processo de incorporação na norma EN 10216-2.

Fonte: Vaillant, et al., 2008 [16].

2.3. O AÇO P91

O aço P91 foi desenvolvido nos anos 70, pelo Oak Ridge National Laboratory, através de projetos para desenvolvimento de materiais para aplicação na indústria nuclear. Rapidamente foi cogitado para aplicações em termoelétricas e petroquímicas. Em 1983 o aço P91 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. Aprovações nos códigos ASME BPVC Section VIII (Code Case 1973) e B31 (tubulações) ocorreram em seguida [1,6].

A Tabela 3 abaixo apresenta a composição química requerida para o aço P91, e a Tabela 4 apresenta as propriedades mecânicas mínimas requeridas [11].

material	С	Mn	Р	S	Si	Cr	Мо	V	Nb	N	Al	Ni
		máx.	máx.	máx.							máx.	máx.
P91	0,08 _ 0,12	0,30 _ 0,60	0,020	0,010	0,20 _ 0,50	8,00 _ 9,50	0,85 _ 1,05	0,18 _ 0,25	0,07 _ 0,10	0,03 _ 0,07	0,02	0,40

Tabela 3 – Composição química requerida do aço P91, % em peso.

Fonte: ASTM A 335, 2010 [11].

Tabela 4 – Propriedades mecânicas requerida	s para	a o aço) P91.
---	--------	---------	--------

material	Resist. à tração MPa (mín)	Limite de escoam. MPa (mín)	Alongam. em 50mm ou 4D % (mín)	Dureza HV10
P91	585	415	20	196 - 265

Fonte: ASTM A 335, 2010 [11].

A Figura 1 abaixo apresenta a condutividade térmica do aço P91 em comparação aos aços P22 e inoxidável 304H. A Figura 2 apresenta o coeficiente de expansão térmica linear para os mesmos materiais.

Observa-se que o P91 apresenta o menor coeficiente de expansão térmica linear, tanto em relação ao P22 quanto em relação ao austenítico 304H. Esta é uma das propriedades físicas que aumenta a atratividade do P91 para aplicação em alta temperatura mesmo quando comparado aos aços inoxidáveis austeníticos, visto que elevados coeficientes de expansão linear levam a problemas de fadiga térmica do componente, quando em operação.



Figura 1 – Condutividade térmica de diferentes aços, em função da temperatura [6].



Figura 2 – Coeficiente de expansão térmica linear [6].

O aço P91 é fornecido na condição temperado e revenido. Deve-se destacar que a norma ASTM A 335 cita a opção da condição normalizado e revenido, entretanto a microestrutura sempre será de martensita revenida. Pela norma citada, é requerido que a austenitização seja feita em temperatura entre 1040 e 1080°C, e o revenimento entre 730 e 800°C [11]. Entretanto usualmente o revenimento é realizado em temperaturas mais elevadas, da

ordem de 760 a 780°C, melhorando a tenacidade e dureza do material. Isto permite ainda que tratamentos térmicos pós-soldagem também sejam realizados em temperatura mais elevada (mas ainda assim abaixo da temperatura de revenimento aplicada na fabricação do tubo), sendo portanto, mais efetivos [6].

Na condição temperado e revenido a microestrutura consiste em martensita revenida com alta densidade de discordâncias e precipitados finamente distribuídos. As boas propriedades em temperaturas elevadas e alta resistência à fluência são obtidas através do controle do teor de carbono, do endurecimento por solução sólida por elementos de liga (principalmente o Mo) e da microestrutura de martensita revenida com alta densidade de discordâncias e precipitados finamente distribuídos, principalmente carbonetos e carbonitretos de Nb e V [17].

A execução adequada dos tratamentos térmicos, além de ser responsável pelo revenimento da estrutura martensítica, também controla a formação dos precipitados. Os precipitados predominantes são partículas de carbonetos de cromo, do tipo M₂₃C₆, distribuídos ao longo dos contornos de grão. São observados também precipitados do tipo MX, geralmente carbonitretos de nióbio ou nitretos de vanádio, distribuídos no interior dos grãos. Enquanto os precipitados do tipo M₂₃C₆ contribuem para a estabilização dos contornos de grão durante a exposição em alta temperatura, as partículas tipo MX ancoram as discordâncias, ambos os processos ajudam a retardar o processo de recuperação da microestrutura (diminuição da densidade de discordâncias) [4,6,10,18]. Outros precipitados ainda podem ser observados no aço P91, do tipo MC e M₂C. Após exposição à alta temperatura, a microestrutura pode sofrer alterações significativas, com crescimento e coalescimento de precipitados, especialmente do tipo M₂₃C₆, precipitação de novas fases, como Laves e fase Z, e diminuição da densidade de discordâncias [10,18].

O aço P91 apresenta alta temperabilidade. A Figura 3 mostra valores de dureza Rockwell C em ensaio Jominy de um aço P91, comparado a um aço P22 com teor de carbono aproximadamente equivalente [6]. Observa-se que o P91 mantém um comportamento de alta temperabilidade, mesmo para as maiores distâncias em relação à extremidade temperada do corpo de prova no ensaio Jominy. Ou seja, mesmo com taxas de resfriamento mais lentas, o P91 ainda forma microestruturas com elevada dureza, comparável à dureza obtida com taxas de resfriamento elevadas. É indicado que para taxas de resfriamento maiores que 0,2°C/s o P91 forma estrutura com 100% de martensita [6]. Desta forma, mesmo em resfriamento ao ar, a partir da temperatura de austenitização, o P91 forma estrutura 100% martensítica .



Figura 3 – Temperabilidade do aço P91 (ensaio Jominy) [6].

A Figura 4 abaixo apresenta um diagrama de transformação de resfriamento contínuo (TRC) de um aço P91 [6]. A partir da temperatura de austenitização se tem um campo extenso para obtenção de microestrutura martensítica, ou seja, é possível obter essa microestrutura com diversas taxas de resfriamento.



Figura 4 – Diagrama TRC de um aço P91 [6].

Dependendo da composição química, a temperatura de transformação inferior Ac_1 do P91 varia entre 800 e 830°C, podendo em alguns casos chegar a ser da ordem de 785°C. A temperatura Ac_3 varia entre 890 e 940°C. Estudos apontam que a soma dos teores de Ni e Mn exerce forte influência sobre a temperatura Ac_1 , de forma que quanto maior a soma dos teores destes elementos, menor a temperatura Ac_1 . A Figura 5 mostra o efeito que estes elementos exercem sobre a temperatura de transformação inferior Ac_1 de um metal de solda do P91, sendo que o efeito é similar no metal de base [6]. Esta informação é importante especificamente para definição dos tratamentos térmicos de revenimento e póssoldagem que não excedam a temperatura de transformação do material, provocando a austenitização do mesmo e consequente formação de martensita indesejada.



Figura 5 – Efeito dos teores de Ni + Mn sobre a temperatura Ac_1 de metal de solda do aço P91 [6].

Dependendo da composição química efetiva, a temperatura inicial de transformação martensítica, M_i , pode variar entre cerca de 340 a 400°C. Já a temperatura final de transformação martensítica, M_f , varia entre 150 e 210°C [6]. Pode-se observar que a temperatura final de transformação martensítica, M_f , é consideravelmente baixa em relação à temperatura de preaquecimento e interpasses sugeridas para soldagem do material, o que indica a necessidade de cuidados com relação ao controle de temperaturas previamente à execução dos tratamentos térmicos pós-soldagem, para garantir que toda martensita seja formada antes da condução deste tratamento.

2.3.1. Soldagem do aço P91

Os principais códigos de projeto e construção de equipamentos e tubulações apresentam atualmente diversos requisitos para soldagem do aço P91, que vêm evoluindo e sendo incorporados nestes códigos ao longo do tempo. Ainda assim, mesmo nas edições mais recentes, os requisitos estabelecidos pelos principais códigos não refletem as práticas de soldagem sugeridas como mais adequadas para o P91, visando obtenção de microestrutura, propriedades e desempenho adequado. Tais práticas, apesar de ainda não totalmente refletidas nos requisitos dos principais códigos, vêm se consolidando através de diversas pesquisas e experiência com o uso deste material, e já abordam outros aspectos e problemas de soldabilidade não abordados pelos códigos, como o problema da trinca Tipo IV, por exemplo.

O aço P91 foi aprovado para utilização nos códigos ASME na década de 80, conforme citado anteriormente. Inicialmente, o mesmo foi enquadrado pelo ASME IX como P-number 5 [9]. Os P-numbers são agrupamentos, feitos pelo ASME IX, dos metais de base em função de suas características de soldabilidade e semelhança com relação ao comportamento durante a soldagem, e este agrupamento configura uma variável essencial para qualificação de procedimentos de soldagem. Portanto o fato de P91 ter sido enquadrado como P-number 5 significa que inicialmente não havia nenhuma distinção, do ponto de vista de soldabilidade, entre este aço e os aços com teores de liga mais baixos, como o P5 e o P22. Posteriormente o ASME IX dividiu o P-number 5 em três novos grupos, sendo P-number 5A, 5B e 5C. Nesta divisão, o aço P91 foi enquadrado como P-number 5B, o mesmo do aço P9 e P5 (a diferença entre eles seria apenas o Group-number, que é uma variável essencial suplementar). Desta forma, um procedimento qualificado utilizando-se um aço P5 como material de base (e que não tivesse requisito de impacto) qualificaria a soldagem de um aço P91, pois os dois aços eram enquadrados como P-number 5B. Obviamente estes aços têm características de soldabilidade consideravelmente diferentes, o que levou, em 2009, à criação de um novo Pnumber para o aço P91: o 15E. Com isso, o aço P91 passa a ser enquadrado em um grupo exclusivo, conforme os requisitos do ASME Section IX.

Os códigos de projeto e construção de equipamentos, como vasos de pressão, caldeiras e tubulações, apresentam requisitos para soldagem do aço P91 que se resumem à exigência de qualificação do procedimento de soldagem, ao controle da temperatura de

preaquecimento e controle dos parâmetros do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). Obviamente diversos outros requisitos, de caráter mais genérico, por exemplo, relacionados à preparação das juntas, inspeção não destrutiva, etc., também são estabelecidos. Entretanto os requisitos específicos ao P91 se resumem, de fato, ao controle da temperatura mínima de preaquecimento, que varia entre 177 a 205°C dependendo do código, e das condições de TTPS, que deve ter temperatura de patamar entre 730 e 775°C, e o tempo geralmente calculado em função da espessura, com uma metodologia específica para cada código. Alguns códigos apresentam ainda uma regra para a temperatura de patamar do TTPS, relacionada à soma dos teores de Ni+Mn do aço, estabelecendo que quando esta soma for menor que 1,5% a temperatura máxima de patamar pode ser elevada dos 775 para 790°C, e se for menor que 1,0%, pode ser elevada para 800°C [19,20,21,22]. Esta regra está associada ao efeito que estes elementos exercem sobre a temperatura de transformação inferior do material, Ac_1 , conforme mostrado anteriormente.

2.3.1.1. Processos de soldagem

O aço P91 é usualmente soldado em condições satisfatórias com os processos Eletrodo Revestido, TIG, Arco Submerso e Arame Tubular. Deve ser tomada atenção com relação aos processos baseados em utilização de fluxos/revestimento (Eletrodo Revestido, Arco Submerso e Arame Tubular), no que diz respeito à necessidade de limpeza interpasses, pois a escória gerada tende a apresentar maior aderência ao metal. Além disso, nesses processos, as propriedades mecânicas resultantes no metal de solda podem apresentar grande variabilidade, visto que são altamente dependentes da adição apropriada de elementos de liga nestes fluxos/revestimentos [5].

Os processos Eletrodo Revestido e TIG são os mais largamente utilizados para soldagem do aço P91. De modo geral, o processo Eletrodo Revestido pode depositar metais de solda com boas propriedades mecânicas, considerando que a especificação adequada de consumível seja atendida, sufixo "–B9" das especificações ASME e AWS [23], e os soldadores tenham habilidade adequada. Já o processo TIG tipicamente apresenta metais de solda depositados com tenacidade bem superiores aos processos baseados em utilização de fluxos/revestimentos. Essa variação é explicada pela diferença significativa entre os teores de oxigênio no metal de solda depositados pelos diferentes processos, e pela formação de inclusões não metálicas. Enquanto o processo TIG tipicamente apresenta menos do que 100

ppm de oxigênio no metal de solda, os processos baseado em utilização de fluxos/revestimentos usualmente apresentam valores entre 400 e 800 ppm. Apesar de apresentar a menor produtividade, o TIG é o processo que apresenta maior qualidade e integridade dos metais de solda depositados [5,6]. A Figura 6 apresenta o efeito do teor de oxigênio na tenacidade (energia absorvida, em Joules), para diferentes soldas de aço P91 [6].



Figura 6 – Efeito do teor de oxigênio em soldas de aço P91 [6].

A soldagem com Arco Submerso é o processo que apresenta maior produtividade, mas fica limitado à posição plana, normalmente para soldas longitudinais de tubos com costura, ou soldas circunferenciais quando é possível que os tubos tenham movimento rotacional. Também pode ser aplicado na soldagem de chapas, no caso de fabricação de equipamentos (por exemplo, vasos de pressão) e apresenta atratividade econômica para soldagens de espessuras mais elevadas.

O processo Arame Tubular apresenta elevada produtividade, superando consideravelmente os processos Eletrodo Revestido e TIG, e se equiparando ao Arco Submerso para algumas combinações específicas de espessura e ciclo de trabalho, com a vantagem de poder ser aplicado em todas as posições de soldagem. Entretanto, quando utilizado, deve ter proteção gasosa (Arame Tubular auto protegido não é recomendado para soldagem do P91), geralmente com teores elevados de dióxido de carbono (CO₂) na composição, garantindo a operacionalidade do processo, mesmo com certo prejuízo em relação à tenacidade, devido à inclusão de óxidos no metal de solda [5].

O processo MIG/MAG ainda não tem aplicação industrial consolidada para soldagem do aço P91, apesar de alguns fabricantes já terem procedimentos de soldagem qualificados [5], e alguns estudos para utilização do processo em condições mais controladas, como controle de forma de onda, corrente pulsada, etc. Isto acontece porque o consumível compatível quimicamente para a soldagem do P91, sufixo –B9 [24] é livre de elementos desoxidantes. Isso faz com que a molhabilidade da poça de fusão seja reduzida, levando à tendência de formação de defeitos do tipo falta de fusão e inclusão de óxidos no metal de solda [5].

2.3.1.2. Consumíveis de soldagem

Os seguintes consumíveis são indicados para soldagem do aço P91, conforme especificações ASME e AWS:

- Eletrodo Revestido: E9015-B9, E9016-B9, E9018-B9 [23].

- TIG: ER90S-B9 [24].

- Arco Submerso: EB9 [25].

- Arame Tubular: E91T1-B9C, E91T1-B9M [26].

Devido à alta susceptibilidade ao trincamento por hidrogênio, cuidados relativos ao manuseio e armazenagem dos consumíveis de soldagem devem ser observados. Os consumíveis que utilizam fluxo/revestimento devem passar por processo de secagem, para garantir remoção de hidrogênio. Recomenda-se ainda que os eletrodos revestidos sejam especificados com requisito H4 da especificação AWS correspondente, ou seja, no máximo 4 mL de H₂ por 100 g de metal depositado, e os fluxos para Arco Submerso com requisito H5, tendo no máximo 5 mL de H₂ por 100 g de metal depositado [6].

Os passes de raiz devem sempre ser feitos com purga com gás inerte, para evitar oxidação excessiva deste passe. Recomenda-se que a purga seja mantida durante o segundo passe. Existem alguns desenvolvimentos de eletrodos revestidos para soldagem do passe de raiz que dispensam a necessidade de purga, entretanto com aplicação relativamente restrita até o momento [5].

2.3.1.3. Perfil do cordão e efeito da posição de soldagem

A tenacidade do metal depositado pode ser fortemente influenciada pelo perfil do cordão e posição de soldagem, além dos fatores associados à composição química e controles de temperaturas e ciclos térmicos. Cordões de solda mais baixos e largos contribuem para um melhor nível de tenacidade no metal depositado, através do efeito de revenimento provocado pelos passes subsequentes e refinamento de grão. Cordões com altura exagerada não são revenidos e nem tem seus grão refinados de maneira eficaz pelos passes subsequentes, o que prejudica a tenacidade. É usual se observar perda de tenacidade também em soldas realizadas nas posições vertical e sobrecabeça, especialmente com o processo Eletrodo Revestido, devido a maior dificuldade para o soldador controlar o perfil do cordão nestas posições [5].

2.3.1.4. Temperaturas de preaquecimento e interpasses

Apesar de a temperatura de preaquecimento requerida por códigos ser em torno de 200°C, recomenda-se que seja utilizada como temperatura mínima 250°C [6,27]. Para efeito de terminologia, é considerado neste trabalho que a temperatura de preaquecimento e a temperatura de interpasses mínima são idênticas. A temperatura interpasses máxima recomendada pode variar entre 300 a 350°C, dependendo de fatores como processo de soldagem utilizado, nível de restrições imposto à junta, e composição química do metal de solda. No caso deste último, quando os teores de Si e C estejam próximos de seus limites máximos permitidos pela norma ASTM, uma temperatura interpasses máxima mais baixa deve ser adotada, evitando-se assim o risco de trincamento a quente [6].

2.3.1.5. Pós-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem (TTPS)

Após o término da soldagem, e antes da realização do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), a execução do pós-aquecimento pode ter fundamental importância na prevenção ao trincamento por hidrogênio. O pós-aquecimento deve ser efetuado imediatamente após o término da soldagem, ou após cada interrupção, aquecendo-se a junta soldada a uma temperatura em torno de 300 a 350°C, por 30 a 60 minutos, dependendo da espessura (quanto maior a espessura, maior o tempo). Após o decorrido o pós-aquecimento, a junta deve ser mantida revestida em isolamento térmico, para resfriamento até uma temperatura menor do que 100°C, para posterior execução do TTPS. Esse resfriamento a uma

temperatura menor do que 100°C é fundamental, para se garantir que toda a transformação martensítica ocorra, considerando que a temperatura final de transformação, M_{f} , é consideravelmente baixa, conforme já mencionado. Caso essa etapa de resfriamento antes do TTPS não seja observada, haverá transformação martensítica durante o tratamento térmico pós-soldagem, mesmo que este seja efetuado em temperatura correta, resultando em propriedades inadequadas na junta soldada. Apesar de os códigos de projeto de equipamentos permitirem que os tratamentos térmicos pós-soldagem de aço P91 sejam efetuados em temperaturas a partir de 730°C, só se passa a obter resultados satisfatórios, em termos de propriedades, com tratamentos geralmente a partir de 760°C, por pelo menos 2 horas de patamar. É necessário ter atenção, entretanto, para que a temperatura de transformação inferior, Ac_1 , não seja superada durante o TTPS, resultando na formação de microestrutura e propriedades indesejadas. A Figura 7 mostra a influência da temperatura e do tempo de TTPS sobre a tenacidade (energia absorvida) de metal depositado de P91 [6] em ensaio de impacto Charpy. Pode-se observar a influência da temperatura muito mais significativa do que a influência do tempo.



Tempo de TTPS [h]

Figura 7 – Influência dos parâmetros de TTPS na energia absorvida de metal depositado de

O ensaio de dureza, especificamente ensaio de campo, portátil, é bem adequado para controle de qualidade da execução do TTPS, e verificação de propriedade ao final do processo. Usualmente a dureza mínima requerida em juntas soldadas é da ordem de 200 HV, e a dureza máxima varia entre 250 e 300 HV, dependendo da aplicação, requisitos de serviço (por exemplo, serviço corrosivo), etc. [5,6,22].

2.3.2. Resistência à fluência de juntas soldadas e trinca Tipo IV

A classificação de trincamento em serviço em juntas soldadas sugerida por Schüller *et al* (1974) descreve a localização da trinca em relação à estrutura da junta soldada, para componentes que operam submetidos a temperaturas elevadas. Segundo esta classificação, as trincas Tipo I ocorrem no metal de solda e ficam confinadas a este. As trincas Tipo II se iniciam no metal de solda, mas se propagam em direção à zona afetada pelo calor (ZAC) da junta soldada. Já as trincas Tipo III ocorrem apenas na ZAC, mas exclusivamente na região de crescimento de grão desta, que é a região da ZAC mais próxima do metal de solda. As trincas Tipo IV ocorrem na região mais externa da ZAC, próxima ao metal de base, regiões de refino de grão e intercrítica. A região intercrítica é uma zona que atinge temperaturas entre as temperaturas $Ac_1 e Ac_3$ do material, sofrendo austenitização apenas em alguns grãos. A Figura 8 mostra a posição de cada tipo de trinca em uma junta soldada, segundo esta classificação – figura adaptada de Laha, 2007 [28].



Figura 8 – Classificação de trincas em juntas soldadas [28].

A ocorrência da trinca Tipo IV em juntas soldadas do aço P91 está associada a fatores metalúrgicos que ocorrem especificamente, ou mais intensamente, nas regiões de refino de grão e intercrítica da ZAC. O primeiro dos fatores é o próprio refino de grão, que por si só já é um fator que reduz a resistência à fluência, por aumentar a susceptibilidade ao mecanismo de fluência por difusão de lacunas em contornos de grão. Outro fator é diminuição de

densidade de discordâncias que ocorre nesta região, o que também diminui a resistência a fluência. E ainda ocorre o crescimento e coalescimento dos precipitados dispersos na matriz bem como nos contornos de grão, prejudicando o efeito de ancoragem de discordâncias e de contornos de grão [7].

A falha devido à trinca Tipo IV ocorre em serviço, e é dependente das condições de tensão e temperatura a que a junta soldada está submetida. A trinca Tipo IV se torna predominante para tensões mais baixas e temperaturas mais altas, quando a falha prematura pode ocorrer com menos de 10 anos de operação do componente [2], enquanto alguns estudos apontam reduções de mais de 20% na vida útil das juntas soldadas devido à trinca Tipo IV [29,30].

3. OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência dos parâmetros energia de soldagem e temperatura de tratamento térmico pós-soldagem sobre as propriedades mecânicas (resistência à fluência, resistência à tração, tenacidade ao impacto e dureza) e a microestrutura do aço ASTM A 335 P91, soldado pelos processos TIG na raiz e Arame Tubular no enchimento e acabamento.
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para o presente trabalho foram utilizados 9 (nove) tubos de teste, com 500 mm de comprimento cada junta montada (250 mm cada componente), produzidas a partir de um único tubo, originalmente com 6 metros de comprimento, 508 mm de diâmetro externo nominal e 26,0 mm de espessura nominal. O diâmetro externo real do tubo variava de 512 a 514 mm, e a espessura real variava de 22,5 a 24,5 mm.

Os tubos de teste foram soldados com processo TIG manual na raiz e Arame Tubular (AT) mecanizado no enchimento e acabamento, permitindo controle preciso das energias de soldagem, variando de 730 a 2650 kJ/mm. Os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) foram realizados em temperaturas de 750, 775 e 800°C.

4.1. SOLDAGEM E TTPS DOS TUBOS DE TESTE

4.1.1. Plano de testes

Para adequada identificação dos tubos de teste, a cada tubo foi atribuída uma designação do tipo ExTx, onde a letra "E" está associada à energia de soldagem utilizada com o processo Arame Tubular e a letra "T" indica a temperatura de TTPS. Os índices "x" são números de 1 a 3, que representam qual o parâmetro utilizado, seja para energia de soldagem ou para temperatura de TTPS. A combinação de parâmetro "Ex" com "Tx" define a sistemática de identificação dos tubos de teste, conforme mostrado na Figura 9.

Os únicos parâmetros de soldagem e TTPS que sofreram variação intencional foram a energia de soldagem no processo Arame Tubular e temperatura de patamar do TTPS, conforme mostrado na Figura 9 acima. Todas as demais variáveis foram mantidas fixas ou dentro de variação, entre um tubo de teste e outro, considerada não significativa para o objeto deste estudo.

As energias de soldagem no processo Arame Tubular foram definidas, nominalmente, da seguinte forma: 730 J/mm para os tubos de teste designados E1Tx, 1650 J/mm para os de designação E2Tx e 2650 J/mm para os designados como E3Tx. As temperaturas de patamar de TTPS foram definidas, nominalmente, em 750°C para os tubos de teste de designação ExT1, 775°C para os tubos ExT2 e 800°C para os tubos ExT3.



Figura 9 – Sistemática de identificação dos tubos de teste.

As energias de soldagem aplicadas nos passes de raiz e nos passes de reforço de raiz (segunda camada) não foram controladas dentro de patamares específicos como nos passes com Arame Tubular. Por ter sido aplicada manualmente, a soldagem com processo TIG apresentou maior variação nas energias de soldagem entre diferentes tubos de teste, mas relativamente controlada dentro de faixa aplicável a todos as juntas. Ainda assim as energias de soldagem dos passes com processo TIG foram consideradas parâmetros fixos neste estudo, não sendo objeto de análise de variação. A descrição de ensaios e testes realizados a partir dos tubos de teste está apresentada no parágrafo 4.2.

4.1.2. Corte, preparação e montagem das juntas a serem soldadas

Os tubos de teste foram produzidos a partir de um único tubo com 6 metros de comprimento, cortado em segmentos de 250 mm, cada, para compor nove juntas soldadas com cerca de 500 mm de comprimento. Além dos nove tubos de teste, uma junta adicional foi produzida para ser utilizada apenas para ajuste de parâmetros de soldagem. Esta junta adicional não foi submetida a nenhum teste ou ensaio.

Todos os segmentos de tubo foram cortados por processo plasma de argônio, com equipamento mecanizado. O mesmo método foi utilizado para produzir os biséis, que comporiam chanfros do tipo "meio V" com ângulo de 45° e face de raiz de 2 a 3 mm. Após corte e preparação dos biséis, os mesmos foram submetidos a esmerilhamento para remoção da camada de material submetida ao aquecimento excessivo provocado pela operação de corte. Os chanfros foram montados com abertura de raiz de 4 a 5 mm, com os componentes fixados através de ponteamento na raiz pelo processo TIG. A Figura 10 apresenta esquematicamente o tipo e dimensões de chanfro utilizado.



Figura 10 – Esquema do chanfro.

A Figura 11 e a Figura 12 abaixo apresentam, respectivamente, uma foto em detalhe do chanfro e uma foto de tubos de teste já montados.



Figura 11 – Foto em detalhe do chanfro.



Figura 12 – Foto dos tubos de teste com juntas preparadas e montadas.

Após montagem, todas as juntas foram submetidas a esmerilhamento e escovamento mecânico para limpeza e remoção de óxidos formados nas superfícies bem como eventuais contaminações por agentes externos.

Após montagem das juntas cada tubo de teste foi acoplado em um tubo com função apenas de posicionamento e motriz, sobre rolos rotativos. Na superfície externa dos tubos de teste foram montadas resistências elétricas para preaquecimento, controle de temperatura interpasses e pós-aquecimento. Estas resistências foram montadas em uma caixa metálica com função estrutural e de proteção, em dispositivo de acoplamento rápido ao tubo. Foi desenvolvido também um dispositivo rotativo para acoplamento dos termopares de controle e monitoramento de temperaturas, que foram instalados nas superfícies interna e externa dos tubos de teste. Este esquema de montagem foi elaborado para permitir a rotação dos tubos de teste, durante a soldagem, mantendo as resistências elétricas em posição fixa e permitindo a rotação dos termopares juntamente com o tubo sem que ocorresse enrolamento dos cabos. A Figura 13 apresenta foto do posicionamento dos tubos de teste sobre rolos rotativos, com a caixa de resistências e dispositivo rotativo para acoplamento de termopares montados.



Figura 13 – Foto do posicionamento dos tubos de teste.

Foram instalados seis termopares em cada tubo de teste para controle das temperaturas durante a execução da soldagem, sendo dois na superfície externa, um em cada componente, próximos às extremidades opostas ao chanfro. Os outros quatro termopares foram instalados na superfície interna dos tubos de teste, dois em cada componente, posicionados a 90° entre si alternadamente e distanciados cerca de 25 mm da raiz da junta. A máquina utilizada para controle de preaquecimento, temperatura interpasses, pós-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem foi do modelo Heatmaster 50kW da marca Engemet equipada com programadores digitais marca e modelo Novus N1100 e registradores gráficos de temperatura marca e modelo Yokogawa SR10006. Foram utilizadas por pastilhas cerâmicas a base de alumina. Os termopares utilizados eram do tipo K (cromel/alumel) e foram instalados através de soldagem por descarga capacitiva. Para isolamento térmico foram utilizadas mantas de fibra cerâmica.

A Figura 14 apresenta esquema das posições em que os termopares foram instalados em cada tubo de teste.



Figura 14 – Esquema de posicionamento dos termopares em cada tubo de teste.

A Figura 16 e Figura 15 mostram detalhes de tubo de teste com a caixa de resistências elétricas e os termopares instalados.



Figura 15 – Foto do tubo de teste mostrando parte interna do tubo onde foram instalados quatro termopares.



Figura 16 – Foto do tubo de teste mostrando instalação de termopares e caixa de resistências elétricas.

A Figura 17 mostra detalhe interno do tubo de teste com os termopares, caixa de resistências elétricas e mantas de isolamento térmico instaladas, já com o preaquecimento sendo aplicado para início da soldagem.



Figura 17 – Detalhe interno do tubo de teste mostrando posição dos termopares. Mantas de isolamento térmico já instaladas e preaquecimento sendo aplicado.

4.1.3. Execução da Soldagem

As nove juntas de teste foram soldadas utilizando-se os processos TIG manual para o primeiro e segundo passe, e processo Arame Tubular mecanizado para os passes subsequentes, até o acabamento. Segue abaixo descrição das características e consumíveis utilizados em cada processo:

4.1.3.1. Soldagem TIG:

- Equipamento: retificador modelo TRR2600S da marca Bambozzi.
- Tocha: eletrodo de tungstênio tipo Th2, ligado ao tório, de diâmetro 2,5 mm, com bocal de cerâmica n°8 (diâmetro 12,5 mm).
- Vareta: classificação AWS A5.28 [24] ER90S-B9 de diâmetro 2,4 mm, nome comercial
 9CrMoV-N, corridas W032210 e W033617, da marca Metrode.
- O gás utilizado para proteção gasosa e purga da raiz, no processo TIG, foi argônio do tipo 4.8 (pureza > 99,998%) da marca White Martins.

4.1.3.2. Soldagem com Arame Tubular:

- Equipamento: máquina inversora modelo CV400-I da marca Lincoln Electric, com alimentador de arame modelo Maxtrac LF-72, da mesma marca.
- Tocha: modelo SBME 350 da marca Oximig, com bocal de diâmetro de 16 mm, modelo ME518, da mesma marca.
- Arame Tubular: classificação AWS A5.29 [26] E91T1-B9M de diâmetro 1,2 mm, nome comercial Supercore F91, corridas W032312 e W034008, da marca Metrode.
- O gás utilizado para proteção gasosa no processo Arame Tubular foi a mistura Stargold Plus da White Martins na proteção gasosa, de composição 75% Ar / 25% CO₂.

A Figura 18 mostra foto do alimentador de arame utilizado no processo Arame Tubular mecanizado.



Figura 18 – Foto do alimentador de arame.

O processo TIG foi aplicado manualmente para os passes de raiz e reforço, ou seja primeira e segunda camadas. Pelo fato de o processo ter sido utilizado no modo manual, as energias de soldagem nestas camadas tiveram uma faixa de variação controlada dentro de certo patamar, mas mais abrangente, em todos os tubos de teste. A Figura 19 mostra foto do passe de raiz em execução em um tubo de teste.



Figura 19 – Execução da soldagem do passe de raiz em tubo de teste.

O processo Arame Tubular foi aplicado de forma mecanizada permitindo o controle com faixa de variação mais restrita dos níveis de energia de soldagem em cada tubo de teste. A Figura 20 e Figura 21 mostram fotos da soldagem de um passe executado por este processo.



Figura 20 – Soldagem com o processo Arame Tubular.



Figura 21 – Foto de soldagem sendo executada pelo processo Arame Tubular mecanizado.

As temperaturas de preaquecimento e interpasses mínimas controladas foram de 250°C. A temperatura de interpasses máxima controlada foi de 350°C. Após a finalização da soldagem de cada tubo de teste, ou em cada interrupção prolongada, foi efetuado um pós-aquecimento de 300°C por 1 hora. Conforme descrito no item 4.1.2, o método de controle das temperaturas foi por resistências elétricas, com monitoramento por termopares e verificação com lápis de fusão.

A limpeza interpasses foi efetuada através de esmerilhamento e escovamento mecânico. A vazão de gás (argônio) de proteção e purga aplicada no processo TIG foi entre 12 e 20 L/min. Para o processo Arame Tubular foi aplicada uma vazão de gás de proteção (mistura 75% Ar / 25% CO₂) entre 20 e 26 L/min. A Tabela 5 apresenta as variáveis de soldagem controladas na produção de cada tubo de teste.

Preaquecimento mín. [°C]	250
Temp. interpasses mín. [°C]	250
Temp. interpasses máx. [°C]	350
Pós-aquecimento [°C/h]	300/1
Tempo de patamar do TTPS [h]	2

Tabela 5 – Variáveis de soldagem e TTPS aplicados nos tubos de teste.

A Tabela 6 apresenta os parâmetros relacionados à energia efetivamente aplicados na soldagem dos tubos de teste. As energias de soldagem aplicadas nos passes de raiz variaram entre 1450 e 1750 J/mm. Nos passes de reforço de raiz (segunda camada) as energias variaram entre 1150 e 1950 J/mm. Para os demais passes depositados com Arame Tubular, a variação nas energias de soldagem não ultrapassou 2% em cada nível estabelecido. Os demais parâmetros foram mantidos fixos conforme apresentado anteriormente na Tabela 5. Deve-se ressaltar que as variações nas energias de soldagem foram obtidas tanto através de variações da potência do arco quanto variações na velocidade de soldagem. As variações destes parâmetros foram aplicadas sempre de maneira combinada, ou seja, para cada nível de energia estabelecido para o processo AT, foram variadas a potência e a velocidade simultaneamente.

	Raiz						2° passe						Enchimento / acabamento					
	U	I	t	v	E	U	I	t	v	E	U	I	t	v	E			
	[V]	[A]	[s]	[mm/s]	[J/mm]	[V]	[A]	[s]	[mm/s]	[J/mm]	[V]	[A]	[s]	[mm/s]	[J/mm]			
E1T1	11	110	2229	0.724	1671	13	173	1036	1.558	1444	27	154	285	5.663	734			
E1T2	11	112	2293	0.704	1750	13	174	1208	1.336	1693	27	154	285	5.663	734			
E1T3	11	110	2330	0.693	1747	13	171	1232	1.310	1697	27	151	285	5.663	720			
E2T1	11	110	2224	0.726	1667	12	180	1174	1.375	1571	35	230	339	4.761	1667			
E2T2	11	102	2194	0.736	1456	11	160	1178	1.370	1285	34	230	340	4.747	1647			
E2T3	11	105	2135	0.756	1458	12	165	948	1.703	1163	35	230	340	4.747	1672			
E3T1	11	115	1911	0.845	1498	14	180	1200	1.345	1807	38	270	418	3.861	2657			
E3T2	11	122	1891	0.854	1572	13	180	1343	1.202	1947	38	270	418	3.861	2657			
E3T3	12	115	1827	0.883	1497	14	185	1009	1.600	1561	38	280	409	3.946	2661			

Tabela 6 – Parâmetros de soldagem efetivamente aplicados nos tubos de teste.

Por terem sido produzidas com diferentes energias de soldagem, as juntas soldadas apresentaram também diferentes quantidades de passes. Incluindo os dois primeiros passes depositados pelo processo TIG, as seguintes quantidades de passes foram observadas:

- E1T1: 25 passes;
- E1T2: 22 passes;
- E1T3: 22 passes;
- E2T1: 14 passes;
- E2T2: 12 passes;
- E2T3: 12 passes;
- E3T1: 9 passes;
- E3T2: 8 passes;
- E3T3: 8 passes.

4.1.4. Execução dos tratamentos térmicos pós-soldagem

Após finalização da soldagem e pós-aquecimento, cada tubo de teste foi mantido em isolamento térmico para resfriar lentamente até uma temperatura abaixo de 100°C. Somente após este resfriamento os tubos eram manuseados e preparados para o TTPS. Todos os TTPS foram aplicados através de resistências elétricas, com equipamento e acessórios idênticos ao utilizado para aplicação de preaquecimento, temperatura interpasses e pós-aquecimento (ver item 4.1.2). Em cada tubo de teste as resistências elétricas foram posicionadas sobre a solda, tanto na parede externa quanto interna do tubo. As taxas de aquecimento e resfriamento, em todas as juntas, foram menores ou iguais a

200°C/h e os tempos de patamar foram de duas horas. O esquema de posicionamento de termopares para o TTPS foi diferente em relação ao esquema utilizado durante a soldagem. No TTPS também foram utilizados seis termopares, entretanto quatro foram posicionados na parede externa do tubo, defasados em 90° entre si. Os outros dois termopares foram posicionados na parede interna do tubo, em posições opostas, ou seja, a 180° entre si e coincidindo com dois dos termopares posicionados externamente. A Figura 22 mostra esquematicamente o posicionamento dos termopares para o TTPS. A Figura 23 e Figura 24 apresentam fotos do equipamento e preparação, bem como da execução do TTPS em tubo de teste, respectivamente.



Figura 22 – Esquema de posicionamento de termopares para o TTPS.



Figura 23 – Equipamento para execução do TTPS com tubo de teste preparado.



Figura 24 – Execução do TTPS em tubo de teste.

Os TTPS foram efetuados conforme pré-estabelecido no plano de testes apresentado, com variações menores do que 1% na temperatura de patamar, entre leituras de diferentes termopares em cada tubo de teste. Em alguns momentos isolados foi observada variação mais alta de leitura no patamar entre um termopar e os demais, podendo chegar a 6%. Estas ocasiões isoladas, em termopares isolados, não foram consideradas significativas para o objeto deste estudo. Entretanto, ao se aproximar da temperatura de patamar, a junta E2T2 excedeu a temperatura especificada, com um dos termopares apresentando leitura de 810°C pelo período de uma hora. Esta temperatura é suficientemente elevada para provocar transformações metalúrgicas indesejadas no material. A influência deste descontrole na temperatura está discutida no capítulo 6.

4.1.5. Deposição de "almofada" para análise química

Paralelamente à execução da soldagem dos tubos de teste, foi produzido pelo processo Arame Tubular um corpo de prova do tipo "almofada", seguindo as definições estabelecidas na especificação AWS A5.29 [26]. Este corpo de prova foi produzido para posterior realização de análise química do metal depositado pelo processo Arame Tubular. A Figura 25 apresenta esquema da preparação do corpo de prova conforme estabelecido na especificação AWS A5.29 [26].



Figura 25 – Esquema para preparação de corpo de prova do tipo "almofada" adaptado de AWS A5.29 [26].

A "almofada" foi produzida por depósito de metal de adição pelo processo Arame Tubular semiautomático (tocha conduzida manualmente), em 4 camadas (24 passes) sobre chapa de aço carbono de especificação ASTM A 36 [31], com o mesmo gás de proteção aplicado na soldagem dos tubos de teste e parâmetros equivalentes aos da série E2Tx de tubos de teste, ou seja, energia de soldagem em torno de 1650 J/mm.

4.2. ENSAIOS E TESTES

4.2.1. Ensaios mecânicos e metalográficos

Para este trabalho foram executados os seguintes ensaios:

4.2.1.1. Juntas soldadas (em cada tubo de teste):

- 2 corpos de prova de tração transversal – total de 18 ensaios.

- 2 corpos de prova de dobramento transversal lateral total de 18 ensaios.
- 5 conjuntos com 5 corpos de prova de impacto Charpy, sendo 2 conjuntos de metal de solda, 2 conjuntos de zona afetada pelo calor e 1 conjunto de metal de base – total de 45 conjuntos com 225 corpos de prova.
- 1 corpo de prova para macrografia total de 9 corpos de prova.
- Perfil de dureza Vickers (carga de 10 kgf) na seção transversal, com 33 pontos de medição em cada junta soldada – total de 297 medições.
- Caracterização microestrutural, com 9 micrografias de cada junta soldada, totalizando 81 fotos.
- Perfil de microdureza Vickers (carga de 0,5 kgf) na seção transversal, com 14 pontos de medição em cada junta soldada – total de 126 medições.
- Análise química por espectrometria de emissão óptica e por combustão na seção transversal, sendo 3 análises por cada método em cada junta soldada – total de 54 análises.
- 4.2.1.2. Metal de base (a partir de uma única peça de teste):
 - 1 corpo de prova de tração do metal de base.
 - 1 corpo de prova de dobramento do metal de base.
 - 5 conjuntos com 3 corpos de prova de impacto Charpy do metal de base total de 15 ensaios.
- 4.2.2. Ensaios em alta temperatura

Os seguintes ensaios em alta temperatura foram realizados:

- 6 ensaios de fluência de metal de base.
- 6 ensaios de tração à quente de metal de base.
- 15 ensaios de fluência em corpo de prova transversal das juntas soldadas.
- 4.2.3. Ensaios não destrutivos

Todas as juntas soldadas foram submetidas aos seguintes ensaios não destrutivos:

- Ensaio de ultrassom tipo ToFD (*Time of Flight Diffraction*) para detecção de descontinuidades internas ao metal de solda.

4.2.4. Métodos de execução dos ensaios

4.2.4.1. Corte dos tubos de teste e remoção dos corpos de prova

Um trecho de 250 mm do tubo original foi utilizado para remoção dos corpos de prova relativos ao metal de base não submetido a ciclo térmico: um ensaio de tração convencional, seis ensaios de tração à quente, um de dobramento, cinco conjuntos com 3 corpos de prova de Charpy e seis ensaios de fluência. As juntas soldadas, após inspeção com ultrassom, tiveram um trecho de 250 mm de largura (ao longo do comprimento da solda) removido por corte a plasma para envio ao laboratório que executou os ensaios de fluência. Os trechos restantes de cada tubo de teste foram enviados ao laboratório que executou os demais ensaios mecânicos e metalográficos. A Figura 26 e Figura 27 mostram um tubo de teste já identificado, pronto para remoção dos corpos de prova dos ensaios mecânicos e metalográficos.



Figura 26 - Tubo de teste após soldagem e TTPS.



Figura 27 – Tubo de teste com seção removida para usinagem dos corpos de prova de fluência.

A Figura 28 e Figura 29 apresentam o plano de ensaios elaborado para cada tubo de teste, mostrando as localizações de onde foram removidos os corpo de prova para posterior usinagem.



Figura 28 – Esquema de remoção de corpos de prova – seção transversal.



Figura 29 – Esquema de remoção dos corpos de prova – vista planificada.

Onde:

TR: corpos de prova de tração transversal;

DL: corpos de prova de dobramento transversal lateral;

IP: corpos de prova de impacto Charpy;

MA: corpo de prova para macrografia;

MI: amostra para micrografia e microdureza;

DU: corpo de prova para perfil de dureza;

AQ: amostras para análise química.

Após remoção dos tubos de teste, cada corpo de prova foi usinado para atendimento aos requisitos dimensionais de cada ensaio. Os parágrafos abaixo descrevem tal preparação bem como a execução de cada ensaio.

4.2.4.2. Ensaios de tração convencional

O ensaio de tração do metal de base foi realizado com corpo de prova cilíndrico com diâmetro de 12,5 mm, conforme a norma para ensaios mecânicos ASTM A 370 [32], em máquina universal Tinius Olsen com escala de 50 t. A Figura 30 mostra esquematicamente a preparação do corpo de prova.



Figura 30 – Esquema de preparação do corpo de prova de tração do metal de base.

Os ensaios de tração de metal de solda foram realizados com corpo de prova prismático transversais à solda, preparados de acordo com a norma ASME Section IX [9], com dimensões nominais de 19,0 x 19,0 mm na seção reduzida, em máquina universal marca Riehle com escala de 60 t. A Figura 31 mostra esquematicamente a preparação dos corpos de prova.



Figura 31 – Esquema de preparação dos corpos de prova de tração transversal das soldas.

A Figura 32 e Figura 33 apresentam fotos da execução de um ensaio de tração transversal de solda. A primeira apresenta o corpo de prova tracionado no início da ocorrência de estricção, enquanto a última mostra o corpo de prova já próximo ao rompimento.



Figura 32 – Ensaio de tração transversal de solda – início do processo de estricção.



Figura 33 – Ensaio de tração transversal de solda – próximo do rompimento final do corpo

de prova.

4.2.4.3. Ensaios de dobramento

Todos os ensaios de dobramento foram realizados em máquina universal marca Riehle com escala de 30 t, utilizando cutelo de 38,1 mm de diâmetro, distância entre roletes de 60,4 mm e ângulo de dobramento aplicado de 180°. O ensaio de dobramento do metal de base foi realizado conforme ASTM A 370 [32], em corpo de prova com dimensões de 10,0 x 41,5 x 200 mm. Já os ensaios de dobramento das juntas soldadas foram do tipo transversal lateral, em corpos de prova preparados conforme ASME Section IX [9], com dimensões de 10,0 x 22,5 x 200 mm. A Figura 34 apresenta esquematicamente a orientação do ensaio de dobramento transversal lateral em relação à solda [33]. A Figura 35 mostra esquematicamente a preparação do corpo de prova de dobramento transversal lateral de solda.



Figura 34 – Orientação do ensaio de dobramento transversal lateral [33].



Figura 35 – Esquema de preparação dos corpos de prova para dobramento transversal lateral das soldas.

A Figura 36, Figura 37 e Figura 38 apresentam, respectivamente, o ensaio de dobramento lateral de solda em estágios inicial, intermediário e final de dobramento.



Figura 36 – Ensaio de dobramento lateral de solda em estágio inicial de realização.



Figura 37 – Ensaio de dobramento lateral de solda em estágio intermediário de realização.



Figura 38 – Ensaio de dobramento lateral de solda em estágio final de realização – dobramento próximo de 180°.

4.2.4.4. Ensaios de impacto Charpy

Todos os ensaios de impacto Charpy foram realizados em máquina de impacto marca Tinius Olsen com indicador digital de energia absorvida e escala de 300 J. A preparação dos corpos de prova e execução dos ensaios seguiu os critérios estabelecidos na norma ASTM A 370 [32]. Todos os corpos de prova tiveram entalhe do tipo "V" com profundidade de 2,0 mm e ângulo de 45°.

Inicialmente foi previsto realizar todos os ensaios, de metal de base, ZAC e metal de solda, com corpos de prova com dimensão padrão de 10,0 x 10,0 x 55,0 mm, em temperatura de 0°C. Entretanto, conforme apresentado no capitulo 1, foram encontrados alguns defeitos de soldagem nas juntas soldadas, o que inviabilizou a execução dos testes segundo este planejamento. Tornou-se necessário realizar ensaios com corpos de prova reduzidos, para que os mesmos não contivessem defeitos de soldagem. Para definição das novas dimensões e temperatura de ensaio foi feito estudo com conjuntos de 3 corpos de prova a partir do metal de base, nas seguintes condições:

- Um conjunto de dimensões 10,0 x 10,0 x 55,0 e temperatura de ensaio de 0°C.
- Um conjunto de dimensões 5,0 x 10,0 x 55,0 e temperatura de ensaio de -10°C.
- Um conjunto de dimensões 5,0 x 10,0 x 55,0 e temperatura de ensaio de -20°C.
- Um conjunto de dimensões 3,3 x 10,0 x 55,0 e temperatura de ensaio de -20°C.
- Um conjunto de dimensões 3,3 x 10,0 x 55,0 e temperatura de ensaio de -40°C.

A partir dos resultados destes ensaios, que estão apresentados no capítulo 1 e discutidos no capítulo 1, foi definido então que os ensaios das juntas soldadas seriam realizados com corpos de prova de 3,3 x 10,0 x 55,0 em temperatura de ensaio de -20°C. Em todos os ensaios os corpos de prova foram resfriados em solução de nitrogênio líquido com álcool, em cuba isolada termicamente com sistema auxiliar de resfriamento e monitoramento digital de temperatura. Os corpos de prova foram mantidos por 5 minutos em banho para homogeneização da temperatura. A Figura 39 mostra corpos de prova em banho de resfriamento. A Figura 40 mostra a máquina utilizada para ensaio.



Figura 39 – Corpos de prova em banho para resfriamento.



Figura 40 – Máquina para ensaio de impacto Charpy.

A Figura 41 mostra o esquema de preparação dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy.



Figura 41 – Esquema de preparação de corpos de prova para ensaio de impacto Charpy.

Após definição das condições de ensaio (dimensões do corpo de prova e temperatura de ensaio) foram preparados cinco conjuntos com cinco corpos de prova, de cada tubo de teste, sendo um conjunto removido da região de metal de base, um conjunto com entalhe no metal de solda na região mais próxima da parede interna do tubo (raiz da solda) e um conjunto com entalhe na ZAC, também próximo à parede interna do tubo. Os outros dois conjuntos foram também com entalhes no metal de solda e na ZAC, respectivamente, mas posicionados próximos à parede externa do tubo, ou seja, à face da solda. A Figura 42 mostra a localização de remoção de cada conjunto em relação à seção transversal da solda.



Figura 42 – Posição de remoção dos corpos de prova de impacto Charpy em relação à seção transversal da solda.

4.2.4.5. Ensaios de dureza e microdureza

Os ensaios de dureza foram realizados conforme perfil mostrado na Figura 43, com três eixos de medição na seção transversal de cada junta, sendo um próximo à parede externa do tubo, um na região central ("meia espessura") e o terceiro próximo à parede interna. Em cada eixo foram feitas duas medições no metal de base (uma em cada componente), seis na ZAC (três em de cada lado) três no metal de solda. O total de medições em cada junta foi, portanto, de 33 pontos.



Figura 43 – Perfil de dureza Vickers na seção transversal da junta soldada.

Os ensaios foram realizados seguindo metodologia estabelecida na norma ASTM E 92 [34], com carga aplicada de 10 kgf e após preparação metalográfica para observação das regiões da junta soldada. Esta preparação foi feita conforme norma ASTM E 340 [35] através de lixamento, polimento mecânico e ataque químico com Água Régia (HCl + HNO₃, proporção de 3:1) com observação até que as regiões da junta se tornassem visíveis. O equipamento para as medições de dureza utilizado foi durômetro de bancada marca Pantec, modelo HVS10.

Para realização dos ensaios de microdureza, foi realizada preparação metalográfica conforme norma ASTM E 407 [36], através de lixamento, polimento mecânico e ataque químico com o reagente Vilella's. Após preparação, as medições foram feitas em dois eixos, um próximo à parede externa do tubo e outro próximo à parede interna. Em cada eixo foram feitas cinco medições na ZAC e uma no metal de solda. Foi feita ainda uma medição no metal de base, na região central da seção transversal. A Figura 44 mostra o perfil de microdureza executado em cada junta soldada.



Figura 44 – Perfil de microdureza Vickers na seção transversal de junta soldada.

O método utilizado foi Vickers com carga de 0,5 kgf conforme norma ASTM E 384 [37], em equipamento marca Pantec.

4.2.4.6. Análises químicas

Todas as juntas foram submetidas a análises químicas realizadas na seção transversal, em duas regiões distintas: região do depósito pelo processo Arame Tubular e região do depósito pelo processo TIG, representados pelos pontos 2 e 3, respectivamente, na Figura 45. O ponto 1 mostrado ilustra a análise feita no metal de base, a partir do trecho cortado para ensaios antes da aplicação de qualquer ciclo térmico de soldagem e TTPS. As análises foram feitas pelos métodos de espectrometria de emissão óptica (EEO) e de combustão. Além das juntas soldadas, o depósito de solda por Arame Tubular no corpo de prova tipo "almofada" também foi analisado pelos mesmos métodos.

As análises por espectrometria de emissão óptica foram feitas para determinação dos elementos C, Mn, Si, P, S, Cr, Ni, Mo, Al, Cu, Ti, V e Nb, em equipamento marca ARL, modelo 3460.

As análises por combustão foram realizadas para determinação dos elementos oxigênio e nitrogênio, em equipamento marca LECO, modelo TC 400.



Figura 45 – Regiões das análises químicas na seção transversal de junta soldada.

4.2.4.7. Macrografias

Foi retirada uma amostra, de cada junta soldada, para realização de macrografia. As amostras foram preparadas, na seção transversal, por lixamento e polimento mecânico e ataque químico com Água Régia com observação até que as regiões da junta se tornassem visíveis. A observação foi realizada com aumento de 10X em estereoscópio convencional. A metodologia aplicada foi conforme a norma ASTM E 340 [35].

4.2.4.8. Micrografias

Para caracterização microestrutural foi retirada uma amostra de cada junta soldada, sendo a seção transversal a área de interesse. As amostras foram preparadas por lixamento e polimento mecânico. O reagente utilizado para ataque químico foi o Vilella's e a metodologia aplicada foi conforme norma ASTM E 407 [36]. Em cada junta, foram feitas observações em dois eixos distintos, um na região do depósito com Arame Tubular e outro na região do depósito com TIG, incluindo as respectivas ZAC, buscando as diferentes regiões da mesma (crescimento de grãos, refino de grãos e intercrítica). Foram realizadas quatro micrografias em cada eixo, incluindo o metal de solda e a ZAC. Além das oito micrografias citadas, foi realizada mais uma no metal de base e micrografias adicionais em regiões foram realizadas com aumento de 500X, em equipamento marca Olympus, modelo GX 51.

4.2.4.9. Ensaios de tração à quente

Foram realizados seis ensaios de tração à quente em corpos de prova retirados do metal base não submetido a ciclo térmico de soldagem e TTPS. Foram utilizados corpos de prova cilíndricos preparados por usinagem, com dimensões nominais de 42,0 mm de comprimento por 9,0 mm de diâmetro na região útil, com rosca tipo M16 para pega da máquina. Todos os ensaios foram realizados com velocidade de tração e temperatura constantes durante o ensaio. O equipamento utilizado para realização dos ensaios de tração à quente foi da marca Time, modelo WDW 100. A Figura 46 mostra o equipamento utilizado para este ensaio.



Figura 46 – Máquina utilizada para ensaios de tração à quente

Os ensaios foram realizados com termopar tipo K fixado no centro da parte útil do corpo de prova. A norma utilizada para metodologia de ensaio foi a ASTM E 21 [38]. As seguintes condições de ensaio foram aplicadas:

- 1 ensaio com temperatura de 500°C e velocidade de tração de 1,0 mm/min.
- 1 ensaio com temperatura de 500°C e velocidade de tração de 0,01 mm/min.
- 1 ensaio com temperatura de 600°C e velocidade de tração de 1,0 mm/min.
- 1 ensaio com temperatura de 600°C e velocidade de tração de 0,01 mm/min.
- 1 ensaio com temperatura de 700°C e velocidade de tração de 1,0 mm/min.
- 1 ensaio com temperatura de 700°C e velocidade de tração de 0,01 mm/min.

4.2.4.10. Ensaios de fluência

Foram realizados seis ensaios de fluência do metal de base não submetido a ciclo térmico de soldagem e TTPS. Foram utilizados corpos de prova cilíndricos com diâmetro nominal de 9,0 mm, comprimento útil de 42,0 mm e rosca tipo M16 nas extremidades. Os ensaios foram realizados na modalidade de carga constante conforme metodologia estabelecida na norma ASTM E 139 [39]. Os equipamentos utilizados foram da marca STM, modelo MF-1000. As condições nominais definidas para os ensaios de fluência do metal de base foram as seguintes:

- 1 ensaio com temperatura de 550°C e carga de 13356 N (tensão de 210 MPa).
- 1 ensaio com temperatura de 600°C e carga de 8904 N (tensão de 140 MPa).
- 1 ensaio com temperatura de 650°C e carga de 5724 N (tensão de 90 MPa).
- 1 ensaio com temperatura de 700°C e carga de 3498 N (tensão de 55 MPa).
- 1 ensaio com temperatura de 750°C e carga de 1908 N (tensão de 30 MPa).
- 1 ensaio com temperatura de 780°C e carga de 1272 N (tensão de 20 MPa).

Inicialmente foi prevista a realização de dois ensaios de fluência em cada junta soldada, sendo um em temperatura de 650°C com carga de 4770 N (tensão de 75 MPa) e outro em temperatura de 700°C com carga de 2862 N (tensão de 45 MPa), totalizando 18 ensaios. Entretanto, devido aos defeitos de soldagem ocorridos, conforme apresentado no capítulo 1, algumas juntas não puderam ser testadas em todas as condições previstas. A junta E3T2 não foi testada na condição 650°C x 75 MPa e a junta E3T1 não foi testada em nenhuma condição. Desta forma foram realizados, no total, 15 ensaios de fluência em juntas soldadas.

Foi aplicada a mesma metodologia utilizada para os ensaios do metal de base, em equipamentos do mesmo modelo. Os corpos de prova foram preparados a partir de seções das juntas soldadas, com as ZAC do lado do bisel reto posicionadas no centro da região útil do corpo de prova. Os mesmos tinham diâmetro nominal de 9,0 mm e comprimento útil de 60,0 mm, com rosca tipo M16.

A Figura 47 mostra as máquinas utilizadas para os ensaios de fluência. A Figura 48 mostra o posicionamento dos corpos de prova nas juntas soldadas.



Figura 47 – Máquinas de fluência utilizadas nos ensaios.



Figura 48 – Posição dos corpos de prova de fluência nas juntas soldadas – ZAC do bisel reto posicionada no centro da parte útil do corpo de prova.

4.2.4.11.Ensaios de ultrassom

Cada junta soldada foi submetida a ensaio de ultrassom após finalização do TTPS, para verificação de descontinuidades internas ao metal depositado. As inspeções foram realizadas logo após finalização do TTPS e resfriamento da junta até a temperatura ambiente, entretanto antes do início da soldagem do tubo de teste subsequente, visando evitar que descontinuidades eventualmente detectadas fossem reproduzidas nas demais juntas soldadas. A técnica utilizada foi ToFD (*Time of Flight Diffraction*), com equipamento marca Olympus, modelo Omniscan MX. Foram utilizadas sapatas também da marca Olympus, modelo SA1-N45S e cabeçote Panametrics modelo C563, com frequência de 10 MHz.

5. RESULTADOS

5.1. ENSAIOS E TESTES

5.1.1. Análises guímicas

A análise química pelo método de espectroscopia de emissão óptica (EEO), do metal de base, apresentou os resultados mostrados na Tabela 7 abaixo.

	rabela 7 – composição química do metal de base [% em peso].												
	С	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni	Мо	Al	Cu	Ті	V	Nb
M.B.	0,123	0,385	0,260	0,014	0,002	8,582	0,167	0,902	0,006	0,063	0,001	0,205	0,070

Pelo método de combustão, a análise do metal base apresentou 0,007 de oxigênio e 0,054 de nitrogênio, ambos em % em peso.

O resultado do teor de carbono do metal de base se apresentou acima do máximo permitido pela norma ASTM A 335 [11], que é de 0,12%. Entretanto, considerando-se o desvio permitido pela norma, de +0,02% para análise de produto, ou seja, no tubo acabado, podese assumir a variação observada como sendo não significativa.

Para as juntas soldadas, os resultados de composição química estão apresentados da seguinte forma: Tabela 8 e Tabela 9 apresentam as análises dos depósitos por TIG, enquanto Tabela 10 e Tabela 11 apresentam as análises dos depósitos por Arame Tubular (AT). Estas duas últimas apresentam ainda as análises realizadas no corpo de prova tipo "almofada", depositado pelo mesmo processo, indicado como "pad" nas tabelas.

Tanto os depósitos em TIG quanto os depósitos em AT apresentaram composições químicas similares, exceto pelos teores de oxigênio, maiores nos depósitos em AT. Observou-se ainda que os teores de Mn, Cr, Ni, Ti e V dos depósitos de solda foram significativamente maiores do que os observados para o metal base. Os depósitos em solda em TIG apresentaram teor de fósforo acima do máximo permitido pela norma AWS A5.28, que é de 0,010%. Apesar deste resultado ser similar aos apresentados tanto para o metal de base quanto para os depósitos em AT, as normas destes últimos permitem valores maiores, de até 0,020%.
	С	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni	Мо	Al	Cu	Ті	v	Nb
E1T1	0,116	0,824	0,296	0,015	0,007	9,277	0,470	0,954	0,001	0,075	0,045	0,245	0,045
E1T2	0,125	0,896	0,313	0,018	0,009	9,352	0,497	0,916	0,002	0,078	0,044	0,256	0,044
E1T3	0,115	0,879	0,302	0,019	0,008	9,323	0,487	0,880		0,080	0,035	0,254	0,041
E2T1	0,124	0,707	0,287	0,017	0,007	9,289	0,416	0,910	0,002	0,030	0,029	0,243	0,049
E2T2	0,123	0,695	0,291	0,017	0,007	9,203	0,422	0,971	0,002	0,032	0,033	0,248	0,050
E2T3	0,131	0,755	0,273	0,016	0,007	8,929	0,433	0,972	0,008	0,076	0,021	0,252	0,046
E3T1	0,117	0,750	0,262	0,014	0,006	9,079	0,449	0,960	0,001	0,069	0,030	0,244	0,046
E3T2	0,122	0,748	0,264	0,016	0,007	9,043	0,458	1,007	0,002	0,073	0,027	0,235	0,046
E3T3	0,123	0,765	0,262	0,018	0,009	9,023	0,485	1,019	0,001	0,079	0,031	0,247	0,045

Tabela 8 – Composição química por EEO nos depósitos por TIG [% em peso].

Tabela 9 – Composição química por combustão nos depósitos por TIG [% em peso].

	E1T1	E1T2	E1T3	E2T1	E2T2	E2T3	E3T1	E3T2	E3T3
0	0,012	0,005	0,006	0,023	0,025	0,005	0,064	0,004	0,007
Ν	0,032	0,034	0,041	0,037	0,038	0,036	0,039	0,037	0,042

Tabela 10 – Composição química por EEO nos depósitos por AT [% em peso].

	С	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni	Мо	Al	Cu	Ti	V	Nb
E1T1	0,105	0,879	0,298	0,017	0,008	9,456	0,481	0,874		0,078	0,042	0,256	0,043
E1T2	0,129	0,897	0,297	0,018	0,009	9,294	0,501	0,964		0,077	0,034	0,263	0,043
E1T3	0,106	0,866	0,299	0,019	0,009	9,320	0,488	0,913		0,069	0,037	0,263	0,042
E2T1	0,121	0,809	0,311	0,018	0,007	9,424	0,433	0,819	0,001	0,025	0,033	0,265	0,048
E2T2	0,134	0,755	0,284	0,019	0,009	9,345	0,465	1,015	0,016	0,028	0,023	0,259	0,044
E2T3	0,122	0,789	0,272	0,018	0,008	8,967	0,474	1,026	0,007	0,080	0,027	0,259	0,044
E3T1	0,125	0,803	0,264	0,017	0,009	9,186	0,479	0,974	0,001	0,076	0,029	0,247	0,042
E3T2	0,126	0,803	0,266	0,017	0,008	9 <i>,</i> 097	0,478	1,016	0,002	0,079	0,025	0,250	0,045
E3T3	0,124	0,817	0,279	0,018	0,008	9,040	0,487	1,065	0,002	0,085	0,033	0,249	0,044
Pad	0,119	0,899	0,310	0,019	0,008	9,389	0,518	0,985	0,001	0,090	0,047	0,268	0,044

	E1T1	E1T2	E1T3	E2T1	E2T2	E2T3	E3T1	E3T2	E3T3	pad
0	0,007	0,066	0,069	0,059	0,062	0,067	0,063	0,065	0,066	0,066
Ν	0,042	0,043	0,045	0,044	0,045	0,048	0,046	0,043	0,046	0,045

Tabela 11 – Composição química por combustão nos depósitos por AT [% em peso].

5.1.2. Inspeção por ultrassom

As inspeções por ultrassom método ToFD não indicaram nenhuma descontinuidade nas juntas soldadas. Foi concluído então, a partir dos resultados destas inspeções, que todos os depósitos de solda apresentavam sanidade.

Entretanto quando se iniciaram os cortes para preparação dos corpos de prova para os demais ensaios foi observado que haviam defeitos do tipo falta de fusão entre passes ou inclusão de escória em todas as juntas soldadas. A Figura 49 mostra as descontinuidades encontradas após corte de uma junta soldada. A Figura 50, Figura 51 e Figura 52 mostram mais algumas descontinuidades observadas nas juntas E1T2, E2T3 e E3T1 respectivamente.

Todas as juntas soldadas apresentaram descontinuidades dos tipos citados, entretanto algumas delas não tiveram ocorrência contínua ao longo de toda a circunferência, possibilitando que fossem selecionadas regiões sem defeitos para realização dos demais testes. As juntas E2T3, E3T1 e E3T2 tiveram ocorrência contínua ao longo de toda a circunferência soldada.



Figura 49 – Descontinuidades identificadas na ocasião do corte das juntas soldadas.



Figura 50 – Descontinuidade observada na junta E1T2.



Figura 51 – Descontinuidades encontradas na junta E2T3.



Figura 52 – Descontinuidade encontrada na junta E3T1.

5.1.3. Macrografias

As Figura 53 a Figura 61 apresentam as macrografias obtidas de cada junta soldada.



Figura 53 – Macrografia da junta soldada E1T1.



Figura 54 – Macrografia da junta soldada E1T2.



Figura 55 – Macrografia da junta soldada E1T3.



Figura 56 – Macrografia da junta soldada E2T1.



Figura 57 – Macrografia da junta soldada E2T2.



Figura 58 – Macrografia da junta soldada E2T3.



Figura 59 – Macrografia da junta soldada E3T1.



Figura 60 – Macrografia da junta soldada E3T2.



Figura 61 – Macrografia da junta soldada E3T3.

5.1.4. Micrografias

As micrografias obtidas de cada junta soldada estão mostradas nas Figura 62 a Figura 70.



Figura 62 – Microestruturas observadas na junta E1T1: martensita revenida com dispersão de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio.

- a) região do enchimento com AT;
- b) ZAC;
- c) deposição com TIG;
- d) metal base.



Figura 63 – Microestruturas observadas na junta E1T2: martensita revenida com dispersão de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio.

- a) região do enchimento com AT;
- b) ZAC;
- c) deposição com TIG;
- d) metal base.



Figura 64 – Microestruturas observadas na junta E1T3: martensita revenida com dispersão de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio.

- a) região do enchimento com AT;
- b) ZAC;
- c) deposição com TIG;
- d) metal base.



Figura 65 – Microestruturas observadas na junta E2T1: martensita revenida com dispersão de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio.

- a) região do enchimento com AT;
- b) ZAC;
- c) deposição com TIG;
- d) metal base.



Figura 66 – Microestruturas observadas na junta E2T2: martensita revenida com dispersão de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio.

- a) região do enchimento com AT;
- b) ZAC;
- c) deposição com TIG;
- d) metal base.



Figura 67 – Microestruturas observadas na junta E2T3: martensita revenida com dispersão de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio.

- a) região do enchimento com AT;
- b) ZAC;
- c) deposição com TIG;
- d) metal base.



Figura 68 – Microestruturas observadas na junta E3T1: martensita revenida com dispersão de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio.

- a) região do enchimento com AT;
- b) ZAC;
- c) deposição com TIG;
- d) metal base.



Figura 69 – Microestruturas observadas na junta E3T2: martensita revenida com dispersão de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio.

- a) região do enchimento com AT;
- b) ZAC;
- c) deposição com TIG;
- d) metal base.



Figura 70 – Microestruturas observadas na junta E3T3: martensita revenida com dispersão de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio.

- a) região do enchimento com AT;
- b) ZAC;
- c) deposição com TIG;
- d) metal base.

5.1.5. Ensaios de tração

5.1.5.1. Ensaio de tração convencional no metal de base

O ensaio de tração realizado no metal de base não submetido ao ciclo térmico de soldagem

e TTPS apresentou os seguintes resultados:

- Dimensões do corpo de prova: diâmetro de 12,47 mm, seção de 122,13 mm².
- Carga de ruptura: 86534 N (8830 kgf).
- Limite de resistência: 709 MPa.
- Limite de escoamento: 533 MPa.
- Alongamento em 50 mm: 27%.
- Redução de área: 73%.

Os resultados obtidos atendem aos requisitos da norma ASTM A 335 [11], de limite de resistência mínimo de 585 MPa, limite de escoamento mínimo de 415 MPa e alongamento mínimo de 20%.

5.1.5.2. Ensaios de tração em alta temperatura no metal de base

A Tabela 12 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de tração à quente no metal de base.

Amos	stra	1	2	3	4	5	6
Temperatura	[°C]	500	500	600	600	700	700
Velocidade	[mm/min.]	1	0,01	1	0,01	1	0,01
Lim. Res.	[MPa]	467	394	332	223	188	110
Lim. Esc.	[MPa]	413	373	332	198	177	101
Along.	[%]	24,3	30,0	14,1	20,4	22,8	31,1
Red. Área.	[%]	82,9	89,7	88,4	89 <i>,</i> 9	95,0	94,0

Tabela 12 – Resultados dos ensaios de tração à quente no metal de base.

A Figura 71 mostra os seis corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente. Os corpos de prova mostrados seguem a sequencia, de cima para baixo, do número da amostra indicado na Tabela 12, de 1 a 6.



Figura 71 – Corpos de prova fraturados no ensaio de tração à quente.

5.1.5.3. Ensaios de tração transversal nas juntas soldadas

Os ensaios de tração transversal nas juntas soldadas apresentaram os resultados mostrados na Tabela 13, onde "CP1" e "CP2" representam cada corpo de prova individual ensaiado, para cada junta soldada.

	Tensão	de ruptur	a [MPa]	
	CP1	CP2	média	local de ruptura
E1T1	700	710	705	metal base
E1T2	683	675	679	metal base
E1T3	661	660	661	metal base
E2T1	687	690	689	metal base
E2T2	597	586	592	metal base
E2T3	665	660	663	metal de solda
E3T1	692	694	693	metal base
E3T2	648	673	661	metal de solda
E3T3	630	590	610	metal base

Tabela 13 – Resistência à tração das juntas soldadas.

Todos os resultados de tração transversal das juntas soldadas atendem os requisitos da norma ASME IX [9], para qualificação de procedimentos de soldagem. Observa-se ainda que os resultados de resistência à tração foram menores para as maiores temperaturas de TTPS, exceto no caso da junta E2T2. Este comportamento será discutido no capítulo 6.

5.1.6. Ensaios de dobramento

Todos os ensaios permitiram finalização do dobramento até 180°, conforme previsto, sem ruptura dos corpos de prova.

O ensaio de dobramento do metal de base não apresentou descontinuidades. Os ensaios das juntas soldadas apresentaram os resultados mostrados na Tabela 14, onde "CP1" e "CP2" representam cada corpo de prova individual ensaiado, "LF" representa que o defeito ocorreu na linha de fusão e "MS" indica a ocorrência no metal de solda.

	descontinuidade [mm	n] / posição
	CP1	CP2
E1T1	isento	isento
E1T2	isento	isento
E1T3	0,6/LF	0,7/LF
E2T1	isento	isento
E2T2	isento	isento
E2T3	4,0/LF e 1,7/LF	1,0/LF
E3T1	2,7/MS	3,2/MS
E3T2	2,6/LF e 1,7/LF	7,0/MS
E3T3	1,2/LF	isento

Tabela 14 – Resultados dos ensaios de dobramento das juntas soldadas.

Os resultados de dobramento observados nas juntas soldadas atendem aos requisitos da norma ASME IX para qualificação de procedimentos, exceto nas juntas E2T3, E3T1 e E3T2, que estariam reprovadas.

5.1.7. Ensaios de fluência

5.1.7.1. Ensaios de fluência do metal de base

Os ensaios de fluência do metal de base foram conduzidos até a ruptura dos corpos de prova, exceto pela amostra ensaiada na temperatura de 550°C, que atingiu 3471,4 h sem apresentar ruptura, com o ensaio sendo então interrompido. Os resultados dos ensaios de fluência no metal de base estão apresentados na Tabela 15.

Amostra	#	1	2	3	4	5	6
Temperatura	[°C]	550	600	650	700	750	780
Tensão	[MPa]	210	140	90	55	30	20
Tempo rupt.	[h]		2105,4	927,0	357,1	452,1	366,6
Along.	[%]	4,3	17,2	20,0	25,0	48,8	43,9
Red.Área	[%]		81,0	81,0	87,7	92,9	92,9

Tabela 15 – Resultados dos ensaios de fluência do metal de base.

A Figura 72 mostra os corpos de prova após finalização dos ensaios. A Figura 73 a Figura 78 mostram as curvas deformação [%] x tempo [h] obtidas em cada ensaio.



Figura 72 – Corpos de prova dos ensaios de fluência do metal de base, após ruptura.



Figura 73 – Curva de fluência da amostra 1 do metal de base.



Figura 74 – Curva de fluência da amostra 2 do metal de base.



Figura 75 – Curva de fluência da amostra 3 do metal de base.



Figura 76 – Curva de fluência da amostra 4 do metal de base.



Figura 77 – Curva de fluência da amostra 5 do metal de base.



Figura 78 – Curva de fluência da amostra 6 do metal de base.

5.1.7.2. Ensaios de fluência das juntas soldadas

Conforme descrito anteriormente, devido aos defeitos de soldagem ocorridos, a junta E3T1 não pode ser ensaiada por fluência em nenhuma das condições determinadas, e a junta E3T2 não pode ser ensaiada na condição 650°C x 75 MPa. As demais juntas foram testadas nas duas condições determinadas, conforme já definido no parágrafo 4.2.4.10. A Tabela 16 mostra os resultados obtidos nos ensaios realizados na condição 650°C x 75 MPa, enquanto a Tabela 17 apresenta os resultados obtidos na condição 700°C x 45 MPa.

Tabela 16 – Resultados dos ensaios de fluência em juntas soldadas – 650°C x 75 MPa.

Amostra	#	E1T1	E1T2	E1T3	E2T1	E2T2	E2T3	E3T1	E3T2	E3T3
Tempo rup.	h	549.6	787	458.5	554.1	592	680			226
Alongam.	%	3.8	4.5	5.3	7.2	5.5	5.7			19
Red.Área	%	23.8	14.5	26.3	55.7	15.9	20.3			83.9

Tabela 17 – Resultados dos ensaios de fluência em juntas soldadas – 700°C x 45 MPa.

Amostra	#	E1T1	E1T2	E1T3	E2T1	E2T2	E2T3	E3T1	E3T2	E3T3
Tempo rup.	h	330	450	279.1	621.9	402.4	529.5		413.7	454.9
Alongam.	%	4.4	4.9	17.4	6.8	4.2	5.1		9.8	5.2
Red.Área.	%	29.6	33	73.9	17.3	20.8	22.9		43.1	24.4

A Figura 79 mostra os corpos de prova de fluência, após fratura, das juntas soldadas ensaiadas na condição 650°C x 75 MPa. A Figura 80 apresenta os corpos de prova ensaiados na condição 700°C x 45 MPa.

Na Figura 81 está apresentado o gráfico com as curvas de fluência das juntas soldadas, testadas na condição 650°C x 75 MPa. Na Figura 82 está apresentado o gráfico com as curvas de fluência das juntas soldadas, testadas na condição 700°C x 45MPa.



Figura 79 – Corpos de prova de fluência das juntas soldadas – condição 650°C x 75 MPa.



Figura 80 – Corpos de prova de fluência das juntas soldadas – condição 700°C x 45 MPa.



Figura 81 – Curvas de fluência das juntas soldadas – condição 650°C x 75 MPa.



Figura 82 – Curvas de fluência das juntas soldadas – condição 700°C x 45 MPa.

5.1.8. Ensaios de impacto Charpy

5.1.8.1. Ensaios de impacto Charpy no metal de base

Os ensaios de impacto Charpy realizados no metal de base não submetido a ciclo térmico de soldagem e TTPS apresentaram os resultados mostrados na Tabela 18 abaixo, onde a coluna "condição do ensaio" indica, respectivamente, a temperatura de teste e as dimensões dos corpos de prova em mm.

condição			Charp	у
do ensaio	valor	es indivi	duais	média [J]
		[J]		
0°C 10x10x55	208	186	179	191
-10°C 10x5x55	82	109	84	92
-20°C 10x5x55	106	76	112	98
-20°C 10x3,3x55	37	62	48	49
-40°C 10x3,3x55	55	27	57	46

Tabela 18 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy no metal de base.

5.1.8.2. Ensaios de impacto Charpy nas juntas soldadas

A Tabela 19 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de impacto Charpy das juntas soldadas, nas diferentes posições de retirada dos corpos de prova: próximo à raiz, no metal de solda e ZAC e, próximo à face, também no metal de solda e ZAC. A coluna "média" apresenta a média de três valores individuais, entre cinco, excluindo-se os valores mais alto e mais baixo. Observa-se que os valores de energia absorvida nos metais de solda são significativamente menores do que no metal de base. Considerando-se o critério da norma ASME B31.3 [22], para corpos de prova de seção reduzida o critério de aceitação é de média mínima de 9 J e valor individual mínimo de 7 J. Conforme este critério, a única junta reprovada é a E1T1, que obteve, no metal de solda, médias e valores individuais inferiores aos mínimos requeridos.

Junta		valore	s individua	nis [J]		média [J]	Posição
	8	9	3	7	5	7	Raiz (MS)
E1T1	48	49	42	46	53	48	Raiz (ZAC)
CT11	6	9	7	12	7	8	Ench. (MS)
	37	30	42	34	41	37	Ench. (ZAC)
	16	17	18	28	7	17	Raiz (MS)
F1T2	43	48	36	46	43	44	Raiz (ZAC)
C112	17	16	16	9	8	14	Ench. (MS)
	45	47	48	42	44	45	Ench. (ZAC)
	27	8	36	28	33	29	Raiz (MS)
E1T2	51	45	56	44	45	47	Raiz (ZAC)
ETIS	24	21	26	21	24	23	Ench. (MS)
	45	60	41	55	33	47	Ench. (ZAC)
	10	16	11	11	17	13	Raiz (MS)
EOT1	40	49	53	57	31	47	Raiz (ZAC)
6211	16	24	16	16	10	16	Ench. (MS)
	56	66	61	51	23	56	Ench. (ZAC)
	22	11	32	28	10	20	Raiz (MS)
E 2 T 2	36	50	48	57	50	49	Raiz (ZAC)
EZIZ	23	22	22	22	19	22	Ench. (MS)
	16	47	50	44	49	47	Ench. (ZAC)
	17	11	33	17	17	17	Raiz (MS)
БЭТЭ	34	58	59	69	64	60	Raiz (ZAC)
E215	24	23	26	20	12	22	Ench. (MS)
	73	56	57	62	71	63	Ench. (ZAC)
	7	14	8	12	7	9	Raiz (MS)
E2T1	30	46	60	33	45	41	Raiz (ZAC)
COLL	16	8	16	16	21	16	Ench. (MS)
	46	54	54	47	50	50	Ench. (ZAC)
	13	31	22	36	11	22	Raiz (MS)
E2T2	51	62	63	52	61	58	Raiz (ZAC)
LJIZ	13	18	18	18	18	18	Ench. (MS)
	53	30	54	10	53	45	Ench. (ZAC)
	15	18	40	22	25	22	Raiz (MS)
E2T2	65	58	51	77	58	60	Raiz (ZAC)
E3T3	24	26	24	24	18	24	Ench. (MS)
	58	54	60	61	60	59	Ench. (ZAC)

Tabela 19 – Resultados de impacto Charpy nas juntas soldadas.

5.1.9. Ensaios de dureza Vickers

A Tabela 20 apresenta os valores obtidos nos ensaios de dureza Vickers HV10 das juntas soldadas. Conforme descrito em 4.2.4.5 os ensaios de dureza foram realizados em três eixos

distintos em cada junta soldada. Os resultados estão apresentados por eixo de medição, por junta soldada.

	Pontos \rightarrow	1 (MB)	2 (ZAC)	3 (ZAC)	4 (ZAC)	5 (MS)	6 (MS)	7 (MS)	8 (ZAC)	9 (ZAC)	10 (ZAC)	11 (MB)	Eix
Ī	E1T1	220	234	250	262	276	266	267	250	238	229	218	I
l		222	226	252	269	261	262	277	255	236	216	219	11
l		218	243	256	267	271	272	270	254	248	237	219	П
	E1T2	216	223	221	224	235	225	231	233	227	218	219	I
		221	212	218	235	246	236	236	225	224	219	220	П
		217	213	222	230	244	246	243	227	229	223	220	П
I	E1T3	204	223	225	226	220	216	237	224	219	216	220	I
l		220	211	223	235	228	227	224	223	214	206	221	II
l		217	209	218	224	232	237	238	239	231	229	214	П
	E2T1	226	275	272	264	264	257	262	270	274	272	230	I
		232	256	270	272	270	275	265	269	256	242	232	П
		217	226	244	250	268	259	260	251	252	239	217	- 11
I	E2T2	223	233	236	239	231	220	217	230	234	225	219	I
l		224	232	237	244	237	233	235	230	224	219	221	П
l		217	219	225	230	229	245	246	236	229	231	221	П
	E2T3	217	217	219	217	228	220	210	207	231	234	210	I
		214	216	221	222	215	225	221	231	226	218	220	П
		218	215	223	231	226	234	230	213	213	211	210	П
	E3T1	225	254	256	266	258	258	255	254	250	248	222	I
l		227	244	253	267	268	266	260	264	260	256	230	П
l		226	238	251	259	254	257	263	260	259	259	225	П
	E3T2	223	238	241	241	239	248	238	244	240	231	221	I
		227	230	229	233	237	236	255	228	228	220	224	П
		224	222	232	244	246	253	248	248	236	233	221	11
	E3T3	195	197	197	206	220	218	220	197	197	197	193	1
		199	197	199	203	211	212	212	205	201	201	200	П
		197	195	195	201	196	202	208	195	194	193	200	П

Tabela 20 – Resultados de dureza Vickers HV10 nas juntas soldadas.

5.1.10. Ensaios de microdureza

Conforme descrito em 4.2.4.5 foram realizadas medições de microdureza HV0,5 em dois eixos distintos da seção transversal de cada junta soldada, sendo, em cada eixo, uma medição no metal de solda e cinco medições na ZAC, posicionadas lado a lado distanciadas em 0,2 mm e iniciando a 0,5 mm da linha de fusão. A Tabela 21 apresenta os resultados deste ensaio e a média entre os valores obtidos em cada eixo de medição. Não foi possível realizar a medição em todos os cinco pontos do eixo superior da ZAC da junta E1T3, devido à irregularidade apresentada pela própria ZAC nesta região. Desta forma, são apresentados resultados de medições em três pontos nesta região.

Pontos \rightarrow	1 (MB)	2 (ZAC)	3 (ZAC)	4 (ZAC)	5 (ZAC)	6 (ZAC)	7 (MS)	
	206	245	258	247	242	247	254	Eixo I
E1T1		242	256	260	234	239	259	Eixo II
	206	244	257	254	238	243	257	média
	204	219	217	223	221	219	210	Eixo I
E1T2		200	205	216	210	215	212	Eixo II
	204	210	211	220	216	217	211	média
	215			212	215	210	215	Eixo I
E1T3		210	205	220	215	210	212	Eixo II
	215	211	210	215	215	210	214	média
	214	219	233	240	228	224	226	Eixo I
E2T1		212	213	224	219	224	228	Eixo II
	214	216	223	232	224	224	227	média
	217	223	223	225	225	230	220	Eixo I
E2T2		219	218	215	214	210	224	Eixo II
	217	221	221	220	220	220	222	média
	170	176	180	190	175	172	184	Eixo I
E2T3		169	172	170	165	164	174	Eixo II
	170	173	176	180	170	168	179	média
	200	260	240	247	241	238	260	Eixo I
E3T1		206	228	220	239	240	234	Eixo II
	200	233	234	234	240	239	247	média
	216	212	214	217	221	228	224	Eixo I
E3T2		227	224	219	222	225	234	Eixo II
	216	220	219	218	222	227	229	média
	200	202	197	194	206	200	206	Eixo I
E3T3		200	201	205	202	205	192	Eixo II
	200	201	199	200	204	203	199	média

Tabela 21 – Resultados de microdureza Vickers HV0,5 nas juntas soldadas.

6. DISCUSSÃO

6.1. ANÁLISE QUÍMICA

6.1.1. Metal de base

Os resultados de composição química obtidos para o metal de base mostraram-se em conformidade com os requisitos da norma ASTM A 335 [11]. Deve-se destacar a soma dos teores de Ni e Mn, que foi de 0,552%. Esta soma tem importante influência sobre a temperatura crítica de transformação inferior Ac_1 . Swindeman [1] propôs uma equação (Equação 1) baseada nos teores de Ni+Mn para estimativa da temperatura Ac_1 do aço.

$$A_{c1} = 854,5 \pm 0,6 - 43,9 \pm 1,0 \times (Ni + Mn) - 9,0 \pm 0,4 \times (Ni + Mn)^2$$

Equação 1

Aplicando-se esta equação, observa-se a temperatura Ac_1 de 825°C para o metal base, suficientemente maior do que a temperatura de TTPS mais elevada, de 800°C, para garantir que o metal de base não sofra qualquer transformação de fases durante o TTPS.

6.1.2. Metal de solda

Diferente do metal de base, os metais de solda apresentaram teores de Ni+Mn mais elevados. A média das somas, observada para os depósitos em TIG, foi de 1,237% e 1,312 para os depósitos em AT. Aplicando-se a Equação 1, a temperatura Ac_1 média para o depósito em TIG foi de apenas 789°C e para o depósito com AT foi de 785°C. Isto indica que, para os TTPS a 800°C, os metais de solda foram submetidos a temperaturas maiores do que suas temperaturas de transformação, Ac_1 , promovendo a formação de ferrita e austenita quando na temperatura do TTPS. Conforme mencionado no parágrafo 4.1.4, a junta E2T2 também foi submetida a temperaturas maiores que sua temperatura Ac_1 , devido a um descontrole no processo de aquecimento da junta.

O conceito associado à determinação da temperatura de TTPS da junta soldada, que normalmente considera apenas a composição química (mais especificamente os teores de Ni+Mn) do metal de base [19,20,21,22]. A diferença observada entre as temperaturas Ac_1 do metal de base e do metal de solda mostra que esse conceito pode induzir à execução de

TTPS em temperaturas acima da temperatura Ac_1 do metal depositado, resultando em propriedades indesejadas na solda. Para evitar este tipo de ocorrência, seria mais indicado que as temperaturas de TTPS fossem determinadas a partir da composição química esperada para o metal de solda, ao invés da composição do metal de base.

Outro fator avaliado foi a probabilidade de retenção de ferrita proveniente do processo de solidificação durante a soldagem, sendo, portanto, ferrita δ [6,40,41,42]. É considerado que o Cr_{eq}, indica a tendência de retenção de ferrita δ quando é obtido valor maior que 10, conforme Equação 2 mostrada abaixo, proposta por Barnes [43].

$$Cr_{eq} = Cr + 6Si + 4Mo + 1,5W + 11V + 5Nb + 12Al + 8Ti - 40C - 2Mn - 4Ni - 2Co - 30N - Cu$$

Equação 2

O cálculo para todas as composições químicas medidas mostrou que a tendência de retenção de ferrita δ pode ser desprezada, já que todos os valores foram menores que 10.

6.1.3. Diagramas de fases do metal de base e depósito por Arame Tubular

Com base nas composições químicas obtidas, foram elaborados diagramas de fases do metal de base e metal depositado, através de métodos de simulação termodinâmica computacional, utilizando o programa Thermocalc®. A Figura 83 e Figura 84 abaixo apresentam, respectivamente, os diagramas obtidos no Thermocalc® para o metal de base e metal depositado pelo processo AT. Deve ser observado que a formação dos carbonitretos não foi considerada para elaboração destes diagramas. As linhas vermelhas representam aproximadamente os teores de carbono obtidos através das análises químicas. Os diagramas confirmam que a temperatura Ac_1 do metal depositado é significativamente menor que a do metal base. É possível observar também que, para os teores de carbono do metal depositado, o material está sujeito à formação das fases ferrita, austenita e carbonetos, em temperaturas acima de 780°C.



Figura 83 – Diagrama de fases para a composição química média do metal base -Thermocalc®.



Figura 84 – Diagrama de fases para a composição química média do metal depositado por Arame Tubular - Thermocalc®.

6.2. ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS

6.2.1. Inspeção por ultrassom

Conforme já mencionado no capítulo 5 a inspeção por ultrassom não detectou as descontinuidades posteriormente observadas, na ocasião do corte dos tubos de teste. Não é possível afirmar qual o motivo de o ensaio de ultrassom não ter sido capaz de apontar a ocorrência das descontinuidades em questão, o que sugere a necessidade de aprofundamento no estudo com relação à detectabilidade da técnica para o aço P91, com a configuração de junta utilizada neste estudo e mesmas condições de soldagem aplicadas. Esta técnica de ensaio não destrutivo já vem sendo aplicada com sucesso na inspeção deste material [44], portanto é necessário que seja verificado se as condições de soldagem impostas neste estudo interferem na detectabilidade da técnica.

De qualquer forma, pode-se considerar que a ocorrência de tais descontinuidades não teve influência significativa sobre os resultados dos ensaios mecânicos, visto que os corpos de prova foram retirados de regiões isentas de defeitos.

6.3. MACROGRAFIAS DAS JUNTAS SOLDADAS

6.3.1. Caracterização das juntas soldadas

Através das macrografias apresentadas no parágrafo 5.1.3 observa-se que as energias de soldagem mais baixas, da série E1Tx, implicam em depósitos e zonas afetadas pelo calor com morfologia mais regular. Conforme esperado, para as maiores energias de soldagem, os depósitos têm menor regularidade e as ZAC se apresentam mais extensas. Este comportamento é importante especialmente no que diz respeito à efetividade do reaquecimento do depósito e ZAC, provocado pelo passe subsequente. Para as menores energias, a dimensão de cada passe é menor e a quantidade de passes é maior, favorecendo o efeito benéfico do reaquecimento pelo passe subsequente.

6.3.2. Caracterização do tipo de trinca ocorrida no ensaio de fluência

Após realização dos ensaios de fluência, foi necessário identificar o tipo de trinca predominante que resultou nas fraturas dos corpos de prova. De modo geral, a localização das fraturas indicou ocorrência predominante de trinca Tipo IV. A Figura 85 e Figura 86 apresentam macrografias de corpos de prova fraturados no ensaio de fluência. É possível

observar, na Figura 85 que a fratura ocorre na região mais externa da ZAC, de refino de grãos e intercrítica, caracterizando assim a ocorrência de trinca Tipo IV. Já na Figura 86, observa-se a ocorrência de estricção dupla. Este fenômeno ocorreu na junta E3T3 testada a 650°C e na junta E1T3 testada a 700°C.



Figura 85 – Macrografia típica das juntas soldadas fraturadas no ensaio de fluência, indicando ocorrência de trinca Tipo IV.



Figura 86 – Macrografia de fratura no ensaio de fluência, característica das juntas E3T3 (ensaio a 650°C) e E1T3 (ensaio a 700°C), apresentando dupla estricção com fratura na região intercrítica da ZAC.
6.4. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS SOLDADAS

Conforme apresentado no parágrafo 5.1.4, a microestrutura típica consiste em martensita revenida com dispersão de carbonetos de cromo e carbonitretos de nióbio e vanádio, o que é esperado para este material. É possível observar ainda que, de modo geral, os depósitos em TIG apresentam estrutura mais grosseira do que os depósitos em AT. Possivelmente o maior teor de oxigênio observado nos depósitos em AT é responsável por um efeito de maior refinamento da microestrutura, devido à presença de maior quantidade de óxidos que podem ser responsáveis pela nucleação de maior quantidade de grãos durante a solidificação da poça de fusão. O metal base e ZAC apresentam, de modo geral, estrutura bem mais refinada do que os depósitos de solda.

Entretanto foram observadas fases distintas nas juntas soldadas que tiveram o TTPS efetuado em temperatura acima da temperatura Ac_1 do metal depositado. Possivelmente estas fases são ferrita, formadas quando a temperatura do TTPS supera a temperatura Ac_1 do metal depositado. Nesta situação forma-se ferrita, austenita e carbonetos. No resfriamento a austenita forma martensita novamente, mas a ferrita permanece presente na microestrutura [45,46]. A Figura 87 apresenta micrografia da junta E2T2, indicando a presença de ferrita na microestrutura, indicada pela fase clara.



Figura 87 – Matriz de martensita revenida apresentando ferrita no MS da junta E2T2.

Com base nos dados fornecidos pelo programa Thermocalc® é possível estimar qual a fração volumétrica das fases de equilíbrio, tanto para o metal de base quanto para o metal de solda depositado por AT, em diferentes temperaturas. A Tabela 22 apresenta as frações volumétricas, em diferentes temperaturas, obtidas através do Thermocalc®, para o metal de base e metal de solda depositado por AT. A Figura 88 apresenta um gráfico obtido a partir desta análise. Deve-se observar que o programa Thermocalc® considera as fases em condição de equilíbrio. Por isso, na Figura 88 é indicada a fração volumétrica de ferrita no lugar da martensita, pois ferrita seria a fase considerada em equilíbrio termodinâmico. Considerando-se que a ferrita seria martensita na condição real, o gráfico indica que o metal de solda inicia a decomposição da martensita em temperatura inferior à do metal de base, conforme já discutido. Entretanto, pode-se observar que no instante em que se inicia a decomposição da martensita, tanto para o metal de base quanto para o metal de solda, inicia-se também a dissolução de carbonetos, já que a austenita apresenta maior solubilidade para o carbono. Isto indica que a ferrita efetivamente formada acima da temperatura Ac_1 tem menor teor de carbono, resultando em uma fase de menor resistência mecânica.

	Fração volumétrica de fases [%]					
Temperatura [°C]	Metal de base			Depósito de Arame Tubular		
	Austenita	Ferrita*	$M_{23}C_{6}$	Austenita	Ferrita*	$M_{23}C_{6}$
600		97	2,7370		97	3
650		97	2,7350		97	3
700		97	2,7290		97	3
750		97	2,7100		97	3
800		97	2,6630	36	62	2
850	87	12	0,899	99		0,908
900	100			100		
950	100			100		
1000	100			100		
1050	100			100		
1100	100			100		
1150	100			100		
1200	100			100		

Tabela 22 - Fração volumétrica de fases no metal de base e depósito em Arame Tubular.

* A fração de ferrita pode representar também a fração de martensita obtida.



Figura 88 – Frações volumétricas das fases de equilíbrio, para o metal de base e metal de solda depositado por AT.

6.5. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os resultados dos ensaios de tração nas juntas soldadas mostram que a resistência à tração diminui com o aumento da temperatura de TTPS, conforme mostrado na Figura 89. É possível observar ainda que a queda na resistência à tração é ainda mais acentuada para a energia de soldagem mais elevada.

A Figura 89 mostra que os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) exercem influência mais significativa do que as energias de soldagem sobre a resistência à tração das juntas soldadas, de forma que para temperaturas mais elevadas de TTPS, os limites de resistência tendem a sofrer uma queda. Mesmo considerando esta queda, todas as juntas soldadas apresentaram resistência mecânica acima do mínimo requerido por norma, 585 MPa [9,11], representado no gráfico pela linha vermelha. A linha verde representa o resultado obtido no ensaio do metal de base. A junta E2T2 apresentou resistência mecânica ainda mais baixa que

as demais juntas, provavelmente devido à maior presença de ferrita na microestrutura (ver Figura 87), formada na ocasião em que a junta atingiu temperaturas da ordem de 810°C, conforme descrito no parágrafo 4.1.4 e discutido acima.



Figura 89 – Resistência à tração das juntas soldadas.

6.6. ENSAIOS DE DOBRAMENTO

Todas as descontinuidades observadas nos ensaios de dobramento se originaram a partir das inclusões de escória identificadas na ocasião do corte das peças de teste. Deve-se observar, entretanto, que todos os corpos de prova apresentaram dobramento completo de 180°, sem iniciação de novos defeitos ou trincas. Este comportamento sugere uma ductilidade adequada das juntas soldadas, de maneira geral.

6.7. ENSAIOS DE FLUÊNCIA

Já foi discutido no parágrafo 6.3.2 que a maioria das juntas soldadas apresentou ocorrência de trinca Tipo IV nos ensaios de fluência. A Figura 90 mostra uma composição de micrografias típica das juntas soldadas que apresentaram trinca Tipo IV, com a trinca localizada na região de refino de grão e intercrítica da ZAC.



Figura 90 – Composição de micrografias, mostrando ocorrência típica de trinca Tipo IV nas juntas soldadas submetidas ao ensaio de fluência.

Conforme já descrito, as juntas E3T3 e E1T3 apresentaram estricção dupla nos ensaios a 650 e 700°C, respectivamente. O comportamento da curva de fluência, observado para estas juntas na Figura 81 e Figura 82, está associado à esta ocorrência de estricção dupla, que resultou em maior deformação destes corpos de prova e menores tempos de ruptura.

Os resultados de fluência das juntas soldadas indicam que a energia de soldagem mais elevada produziu piores resultados (mesmo não sendo possível efetuar ensaios em todas as juntas), conforme mostrado na Figura 91 e Figura 92, que apresentam os gráficos com os resultados dos ensaios de ruptura à fluência a 650 e 700°C, respectivamente. Nos ensaios a 650°C, o corpo de prova da junta E3T3 apresentou pior resultado em relação aos demais devido à ocorrência de estricção dupla, conforme explicado acima. O mesmo acontece para a junta E1T3 nos ensaios a 700°C. Conforme já mencionado, os TTPS com temperatura mais elevada possivelmente induzem à ocorrência de transformações intercríticas no metal de solda, o que prejudica também o desempenho em fluência, devido à formação de ferrita, já que esta fase tem menor resistência à fluência do que a martensita revenida com dispersão de precipitados. Pode-se observar ainda que existe uma melhora no resultado com o aumento da temperatura de TTPS, exceto nos casos em que a temperatura do tratamento excedeu a temperatura Ac1 do metal depositado. Isto pode estar associado não só à presença de ferrita na microestrutura, mas também à dissolução de carbonetos nas regiões intercríticas da ZAC, conforme discutido no parágrafo 6.4. Nos ensaios a 650°C o melhor resultado foi obtido na junta E1T2, de menor energia de soldagem. Já nos ensaios a 700°C o melhor resultado foi obtido na junta E2T1, de energia intermediária. Entretanto, pode ser observado na Figura 81 e Figura 82 que a junta E1T2 apresentou as menores taxas de deformação durante os ensaios, indicando que a condição de menor energia de soldagem



com temperatura de TTPS intermediária foi a mais favorável no que diz respeito à resistência à fluência.

Figura 91 – Ruptura à fluência nos ensaios a 650°C e 75 MPa.



Figura 92 – Ruptura à fluência nos ensaios a 700°C e 45 MPa.

6.8. ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy mostram que o TTPS exerce influência sobre a tenacidade ao impacto do material, mas a energia de soldagem também. A Figura 93 mostra as energias absorvidas para as diferentes regiões das juntas, metal de solda (MS) e ZAC. Fica evidente a diferença entre a tenacidade ao impacto apresentada nas ZAC e nos MS, sendo que este último apresenta valores, em geral, bem menores. A região do metal de solda depositado apresenta microestrutura menos refinada que a ZAC e metal base (ver Figura 62 a Figura 70), além de ser mais susceptível à ocorrência de microinclusões de óxidos, fatores estes responsáveis pela menor tenacidade ao impacto observada, de maneira geral [6,40,41].

Analisando os resultados médios de energia absorvida apresentados pelos corpos de prova com entalhe nos metais de solda, observa-se que, apesar de o TTPS atuar como fator principal no aumento da tenacidade ao impacto, a energia de soldagem exerce papel fundamental, de modo que para a menor energia de soldagem testada, a capacidade de aumento da tenacidade ao impacto com aplicação do TTPS fica significativamente mais efetiva.



Figura 93 – Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy em cada região de junta soldada.

O melhor resultado obtido no MS ocorreu para a junta E1T3, combinação da menor energia com a maior temperatura de TTPS. A Figura 94 ilustra esta análise. Deve-se destacar ainda que, considerando-se o critério de aceitação para energia absorvida da norma ASME B31.3

[22] que é de 9 J para média de três corpos de prova e 7 J para qualquer valor individual, a junta E1T1 estaria reprovada devido ao resultado apresentado pelo MS. Nenhum resultado da ZAC se apresentou abaixo deste critério.



Figura 94 – Médias das energias absorvidas para o metal de solda das juntas soldadas.

Já na ZAC o comportamento apresenta-se de maneira diferente. As maiores energias de soldagem são capazes de "recuperar" a tenacidade ao impacto do material, em alguns casos – maiores temperaturas de TTPS – até excedendo a energia absorvida pelo metal de base na mesma condição de ensaio, que obteve média de 49 J. Possivelmente, para maiores energias de soldagem, a tendência de formação de ferrita na ZAC é maior, o que melhoraria a tenacidade do material. No caso das juntas E2T3 e E3T3, que apresentaram as maiores médias de energias absorvidas, a temperatura de TTPS notadamente exerce forte influencia sobre os resultados. A Figura 95 mostra as médias das energias absorvidas apresentadas pelas ZAC das juntas soldadas.



Figura 95 – Médias das energias absorvidas para as ZAC das juntas soldadas.

Deve-se ressaltar que análises estatísticas através de distribuições de *F* de Snedecor [47] mostraram que os resultados de impacto são significativamente diferentes (com probabilidade de 5% ou menos de serem significativamente iguais), nas comparações entre as diferentes juntas. Alguns casos apresentaram probabilidade maior que 5% de serem significativamente iguais, que seriam os valores que são visivelmente próximos (ver Figura 94 e Figura 95), considerando seus desvios padrões. Desta forma, apesar da alta dispersão de resultados, comum nos ensaios Charpy, as análises comentadas partem do pressuposto, devidamente confirmado, de que as diferenças de resultados são significativas.

6.9. ENSAIOS DE DUREZA VICKERS NAS JUNTAS SOLDADAS

A tendência observada nos resultados de impacto, de que as menores energias de soldagem favorecem a efetividade do TTPS em maiores temperaturas, foi igualmente observada nos resultados de dureza. A Figura 96 apresenta gráfico com os perfis de dureza em cada junta soldada. A linha vermelha representa o critério de aceitação da norma ASME B31.3 [22], de 265 HV, efetuando-se conversão de acordo com ASTM E 140 [48]. As juntas E1T1 e E2T1 apresentaram médias de dureza, no metal de solda, que excederam ao critério mencionado. As durezas médias da junta E3T1 não excederam o critério, apesar de terem sido observados valores individuais mais altos. Isso indica que a temperatura de TTPS de 750°C não é adequada para obtenção de bons resultados de dureza, especialmente no metal de solda.

Por outro lado, as juntas que foram submetidas a TTPS com temperatura de 800°C apresentaram perfil de dureza mais homogêneo ao longo da junta e com valores abaixo do critério máximo do ASME B31.3.



Figura 96 – Perfis de dureza por junta soldada.

A junta E3T3, entretanto, apresentou durezas médias abaixo de 200 HV10, com valores individuais menores que 196 HV10, especialmente nas ZAC. Devido à susceptibilidade à trinca Tipo IV, valores menores que 196 HV na ZAC não são recomendados [6,11,49].

7. CONCLUSÕES

Considerando os materiais, processos e análises realizadas neste trabalho, pode-se concluir:

- A análise dos corpos de prova fraturados nos ensaios de fluência das juntas soldadas indicou uma susceptibilidade à ocorrência de trinca Tipo IV. Esta susceptibilidade é influenciada pela energia de soldagem e temperatura de TTPS. As juntas soldadas que tiveram o TTPS efetuado acima da temperatura Ac₁ do metal de solda apresentaram resultados desfavoráveis nos ensaios de fluência, mesmo com as fraturas ocorrendo na ZAC.
- O aumento da energia de soldagem promove maior formação de carbonetos na microestrutura. Já as temperaturas de TTPS, quando acima da temperatura Ac₁ do metal de solda, promovem a formação de ferrita, que permanece na microestrutura mesmo após o resfriamento, exercendo forte influência sobre as demais propriedades do material. A formação de ferrita também pode ocorrer na ZAC da junta soldada, em decorrência das temperaturas impostas pelo ciclo térmico de soldagem.
- A presença de ferrita na microestrutura do material prejudica a resistência à fluência da junta soldada. Em decorrência disso, juntas soldadas com TTPS efetuado em temperatura acima da temperatura Ac₁ do metal depositado apresentam pior desempenho no ensaio de fluência. A energia de soldagem mais elevada também implica em pior desempenho da junta soldada no ensaio de fluência, devido à maior formação de ferrita na ZAC. A energia de soldagem mais baixa resulta em nas menores taxas de deformação observadas nos ensaios de fluência, sendo, portanto, a mais indicada.
- Com relação à resistência à tração das juntas soldas, a energia de soldagem não exerce influência significativa nos resultados. Já a temperatura de TTPS sim, de forma que a resistência à tração diminui com o aumento da temperatura de TTPS, devido ao maior revenimento da microestrutura e à formação de ferrita, no caso da temperatura de TTPS mais elevada.
- O metal depositado de aço P91 apresenta tenacidade ao impacto significativamente menor do que o metal de base e ZAC. O aumento da temperatura de TTPS promove

um aumento da tenacidade ao impacto tanto no metal depositado quanto na ZAC, devido ao maior revenimento da microestrutura. No metal de solda, este efeito é ainda mais acentuado para a menor energia de soldagem. A variação entre a maior e a menor energia média absorvida foi de 371% para a menor energia de soldagem, 150% para a intermediária e 177% para a maior energia, evidenciando que o aumento da temperatura de TTPS tem maior efetividade sobre a tenacidade ao impacto, quando associado à energia de soldagem mais baixa.

- A temperatura de TTPS de 750°C não é suficiente para promover juntas soldadas que atendam ao critério de dureza máxima de 265 HV, do ASME B31.3. O aumento da temperatura de TTPS diminui os valores de dureza observados no metal de solda. De maneira similar ao comportamento observado nos resultados de impacto, as energias de soldagem mais baixas promovem perfis de dureza mais homogêneos quando associadas às maiores temperaturas de TTPS. A energia de soldagem mais elevada, quando combinada à maior temperatura de TTPS, implica em resultado de dureza abaixo de 200 HV, indicando maior susceptibilidade à ocorrência de trinca Tipo IV.
- Com base nas conclusões anteriores, recomenda-se, portanto, que o aço P91 seja soldado com energia de soldagem mais baixa e temperatura de TTPS mais elevada, observando a temperatura *Ac*₁, não só do metal base mas também dos depósitos de solda. Para favorecer a aplicação de temperatura mais elevada de TTPS, recomenda-se o controle dos teores de Ni+Mn tanto do metal base quanto dos consumíveis de soldagem. É importante também que a temperatura *Ac*₁ seja estimada para os depósitos de solda, seja através da elaboração de diagramas de fases ou através da Equação 1, para determinação da máxima temperatura de TTPS aplicável.

8. BIBLIOGRAFIA

- 1. SWINDEMAN, R. W. et al. Issues in replacing Cr-Mo steels and stainless steels with 9Cr-1Mo-V steel. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 81, 2004. 507 - 512.
- 2. TWI. Review of Type IV Cracking in 9-12%Cr Creep Strength Enhanced Ferritic Steels. Cambridge. 2010. (18103.01/2009/1386.3).
- ALBERT, S. K. et al. Variation in the Type IV cracking behaviour of a high Cr steel weld with post weld heat treatment. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 80, 2003. 405 - 413.
- BENDICK, W. et al. New ECCC assessment of creep rupture strength for steel grade X10CrMoVNb9-1 (Grade 91). International Journal of Pressure Vessels and Piping, 87, 2010. 304 - 309.
- 5. EPRI. Guideline for Welding Creep Strength-Enhanced Ferritic Alloys. Palo Alto. 2007.
- API. Use of 9Cr-1Mo-V (Grade 91) Steel in the Oil Refining Industry. Washington D.C. 2008.
- WATANABE, T. et al. Creep damage evaluation of 9Cr-1Mo-V-Nb steel welded joints showing Type IV fracture. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 83, 2006. 63 - 71.
- ABE, F. et al. Suppression of Type IV fracture and improvement of creep strength of 9Cr steel welded joints by boron addition. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 84, 2007. 44 - 52.
- 9. ASME. **Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX:** Welding and Brazing Qualifications. [S.I.]: ASME International, 2010.
- 10. OAK RIDGE NATIONAL LABORATORY. Elevated-Temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactor. [S.I.]. 2004.
- 11. ASTM. **A 335**: Standard Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service. [S.I.]: ASTM International, 2010 B.
- 12. REED-HILL, R. E.; ABBASCHIAN, R. **Physical Metallurgy Principles**. 3ª. ed. Boston: PWS Publishing Company, 1994.
- 13. ASTM. A 213: Standard Specification for Seamless Ferritic and Austenitic Alloy-Steel

Boiler, Superheater, and Heat-Exchanger Tubes. [S.I.]: ASTM International, 2011.

- 14. ASTM. **A 387:** Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Chromium-Molybdenum. [S.I.]: ASTM International, 2011.
- 15. CEN. **EN 10216-2**: Seamless steel tubes for pressure purposes Technical delivery conditions Part 2: Non-alloy and alloy steel tubes with specified elevated temperature properties. [S.I.]: Comité Européen de Noralisation, 2007.
- VAILLANT, J. C. et al. T/P23, 24, 911 and 92: New grades for advanced coal-fired power plants - Properties and experience. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 85, 2008. 38 - 46.
- 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, 477, 2008. 185 - 192.
- PANAIT, C. G. et al. Study of the microstructure of the Grade 91 steel after more than 100,000 h of creep exposure at 600°C. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 87, 2010. 326 - 335.
- 19. ASME. **Boiler and Pressure Vessel Code, Section I:** Rules for Construction of Power Boilers. [S.I.]: ASME International, 2010.
- 20. ASME. Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Division 1: Rules for Construction of Pressure Vessels. [S.I.]: ASME International, 2010.
- 21. ASME. B31.1: Power Piping. [S.I.]: ASME International, 2010.
- 22. ASME. B31.3: Process Piping. [S.I.]: ASME International, 2010.
- 23. AWS. A5.5: Specification for low-alloy steel electrodes for shielded metal arc welding.[S.I.]: American Welding society, 2006.
- 24. AWS. **A5.28**: Specification for low-alloy steel electrodes and rods for gas shielded arc welding. [S.I.]: American Welding Society, 2005.
- 25. AWS. **A5.23**: Specification for low-alloy steel electrodes and fluxes for submerged arc welding. [S.I.]: American Welding Society, 2007.
- 26. AWS. A5.29: Specification for low-alloy steel electrodes for fluxed cored arc welding.[S.I.]: American Welding Society, 2010.

- 27. VALLOUREC & MANNESMANN TUBES. The T91/P91 Book. [S.I.]: [s.n.], 2002.
- 28. LAHA, K. et al. Type IV cracking in modified 9Cr-1Mo steel weld joint. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 38, 2007. 58.
- 29. MASUYAMA, F. Creep degradation in welds of mod.9Cr-1Mo steel. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 83, 2006. 819 825.
- MASUYAMA, F. Effect of specimen size and shape on creep rupture behaviour of creep strength enhanced ferritic steel welds. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 87, 2010. 617 - 623.
- ASTM. A 36: Standard Specification for Carbon Structural Steel. [S.I.]: ASTM International, 2008.
- 32. ASTM. **A 370**: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. [S.I.]: ASTM International, 2011.
- 33. AWS. Welding Handbook. 9th. ed. [S.l.]: American Wleding Society, v. 1, 2001.
- 34. ASTM. **E 92:** Standard Test Methods for Vickers Hardness of Metallic Materials. [S.I.]: ASTM International, 2003.
- 35. ASTM. **E 340**: Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys. [S.I.]: ASTM International, 2006.
- 36. ASTM. E 407: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. [S.I.]: ASTM International, 2007.
- 37. ASTM. **E 384:** Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. [S.I.]: ASTM International, 1999.
- 38. ASTM. **E 21:** Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials. [S.I.]: ASTM International, 2009.
- 39. ASTM. **E 139:** Standard Test Method for Conducting Creep, Creep-Rupture and Stres-Rupture Tests of Metallic Materials. [S.I.]: ASTM International, 2011.
- ARIVAZHAGAN, B.; SUNDARESAN, S.; KAMARAJ, M. A study on influence of shielding gas composition on toughness of flux-cored arc weld of modified 9Cr-1Mo (P91) steel.
 Journal of Materials Processing Technology, v. 209, p. 5245-5253, 2009.
- 41. ZHANG, Z.; FARRAR, J. C. M.; BARNES, A. M. Weld metals for P91 Tough enough?

Fourth International Conference on Welding & Repair Technology for Power Plants. [S.l.]: [s.n.]. 2000.

- 42. ZHANG, Z.; MARSHALL, A. W.; FARRAR, J. C. M. Recent developments in welding consumables for P(T)91 creep resisting steels. International Conference on Integrity of High Temperature Welds. Nottingham: [s.n.]. 1998.
- 43. BARNES, A. M. Effect of composition and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of modified 9Cr-1Mo weld metals. TWI. [S.I.]. 1995.
- 44. SPOSITO, G. et al. A review of non-destructive techniques for the detection of creep damage in power plants steels. **NDT&E International**, 43, 2010. 555-567.
- 45. TOKUNAGA, T.; HASEGAWA, K.; MASUYAMA, F. Phase transformation behaviour of Grade 91 ferritic steel. **Materials Science and Engineering A**, 510-511, 2009. 158-161.
- 46. SIEFERT, J. et al. Examination of phase transformations during postweld heat treatment of P91 steel. 8th International EPRI Conference on Welding and Repair Technology for Power Plants. Sanibel Island: [s.n.]. 2008.
- 47. NETO, P. L. O. C. Estatística. 2nd. ed. São Paulo: [s.n.], 2002.
- 48. ASTM. E 140 : Standard Hardness Conversion Tables. ASTM International. [S.I.]. 2007.
- 49. OTOGURO, Y. et al. Creep rupture strength of heat affected zone for 9Cr ferritic heat resisting steels. **Nuclear Engineering and Design**, 196, 2000. 51-61.
- 50. SHIUE, R. K.; LAN, K. C.; CHEN, C. Toughness and austenite stability of modified 9Cr-1Mo welds after tempering. **Materials Science and Engineering A**, 287, 2000. 10-16.