ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA
UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

JOSÉ MAURO MORAES JUNIOR

Influência do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões Pós-soldagem na Microestrutura e Comportamento Mecânico de Soldas Produzidas com Arame Tubular Rutílico.

Lorena
2008

JOSÉ MAURO MORAES JUNIOR

Influência do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões Pós-soldagem na Microestrutura e Comportamento Mecânico de Soldas Produzidas com Arame Tubular Rutílico.

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Angelo Nunes

Lorena
2008

**AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTES
TRABALHOS, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS
DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.**

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP/EEL

Moraes Júnior, José Mauro

Influência do tratamento térmico de alívio de tensões pós-
soldagem na microestrutura e comportamento mecânico de soldas
produzidas com arame tubular rutílico. / José Mauro Moraes Júnior;
orientador Carlos Angelo Nunes. – Lorena, 2008.
83 f.: il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de
Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo.

1. Tenacidade ao impacto 2. Microestrutura 3. Arame tubular
rutílico 4. Alívio de tensão I. Título.

CDU 669.018

DEDICATÓRIA

Dedico à Maria Tereza de Carvalho Moraes, minha mãe, que, juntamente com meu pai, sempre me apoiou na busca do conhecimento.

AGRADECIMENTOS

À Danusa, minha esposa, com amor e gratidão pela compreensão, paciência, carinho e apoio ao longo do período da realização do curso de mestrado.

À Maria Tereza, minha mãe, aos meus irmãos Diego, Letícia e Eduardo, e à minha tia Meiri e meu tio Pedro pelo grande apoio durante o curso de mestrado.

Ao Prof. Dr. Carlos Angelo Nunes, da EEL/USP, pela orientação e empenho na realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Ronaldo Paranhos, da UENF, pelo grande apoio e dedicação.

Ao Prof. Dr. Sidnei Paciornik e Dr. Marcos Henrique, ambos da PUC-Rio, que, apesar de não terem participado diretamente deste trabalho, participaram intensamente no curso de mestrado, e sempre me deram apoio na vida acadêmica e particular.

À Confab Equipamentos, em especial ao Vice-presidente Executivo Eng. Emyr Elias Barbare, e ao Gerente Industrial, Eng. Arismaldo Santiago, por tornarem possível a realização do curso de mestrado e fornecerem os recursos necessários ao desenvolvimento deste trabalho.

Aos colegas de trabalho, principalmente ao Luiz Marcos Major, Benjamin Rodrigues, Pedro Vaquelli, Edson Dias, Max Leite, Marcel Silva e Ulisses Barbosa pelo apoio técnico, ajuda com as normas e procedimentos, e pela amizade.

A todos do Controle de Qualidade da TenarisConfab, em especial ao Benedito Cavalheiro, Laerte Carrasco, Gaspar Soares de Oliveira, João Bosco de Assis Silva e Oswaldo Yoshio Hoshi, pelo apoio e dedicação na preparação das amostras e realização dos testes e análises.

Ao Benedito Ivan, coordenador da produção da Confab Equipamentos que, na qualidade de inspetor de soldagem, acompanhou todas as etapas da soldagem, somando conhecimentos ao trabalho.

Ao Eng. Leonardo Augusto Vieira, da ESAB, pela atenção e apoio técnico.

Enfim, agradeço a todos que participaram direta ou indiretamente deste trabalho.

RESUMO

MORAES JR, José Mauro. **Influência do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões Pós-soldagem na Microestrutura e Comportamento Mecânico de Soldas Produzidas com Arame Tubular Rutílico**. 2008. 83 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2008.

O objetivo desta Dissertação foi analisar o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões pós-soldagem sobre a microestrutura e comportamento mecânico de soldas produzidas com arame tubular rutílico AWS E-81T1 Ni1. Foi soldada uma junta com 60 mm de espessura, na posição vertical e progressão ascendente. Esta junta foi dividida em três partes, sendo uma mantida como soldada e as outras duas tratadas termicamente por 6 horas em diferentes temperaturas, 585 °C e 650 °C. Avaliou-se o efeito do tratamento térmico sobre as propriedades mecânicas por meio de ensaio de dureza, tração e impacto Charpy-V. A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. As observações experimentais mostraram uma diminuição da tenacidade ao impacto no material tratado termicamente, com uma tendência para uma queda maior com o aumento da temperatura do tratamento térmico. Este comportamento pode ser atribuído principalmente à precipitação e crescimento de carbonetos. Não foi observada a presença de mecanismos de fratura intergranular. Provavelmente o metal de solda estudado não possuía nível de impurezas suficiente para a ativação deste mecanismo.

PALAVRAS-CHAVE: Tenacidade ao impacto. Microestrutura. Arame tubular rutílico. Alívio de tensões.

ABSTRACT

MORAES JR, José Mauro. **Influence of Postweld Heat Treatment in Microstructure and Mechanical Behavior of Weld Obtained by Rutile Flux-Cored Wire**. 2008. 83 f. Dissertation (Master of Science in Engineering of Materials) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2008.

The objective of this Dissertation was to analyze the effect of postweld heat treatment on microstructure and mechanical behavior of welds obtained by flux cored wire AWS E-81T1 Ni1. It was welded a joint with 60 mm thickness, on vertical position and ascendant progress. This joint was divided in three parts, one maintained as welded and two others heat treated for 6 hours on different temperatures, 585 °C and 650 °C. The effect of the heat treatment on mechanical properties was evaluated by means of hardness, tensile and impact Charpy-V tests. The characterization of the microstructure was undertaken utilizing optical and scanning electron microscopy. The experimental results revealed a decrease of impact toughness in heat treated material, with a tendency to a low impact toughness for high heat treatment temperature. This behavior may principally be attributed to an increase precipitation and growth of carbides. No intergranular fracture mechanism was observed. Probably the level of impurities in the weld metal studied was not high enough to provoke such phenomena.

KEYWORDS: Impact toughness. Microstructure. Rutile flux-cored wire. Stress relief.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Processo de soldagem com arame tubular, com proteção gasosa (WELDING HANDBOOK, 1991).	14
Figura 2 - Processo de soldagem com arame tubular autoprotegido (WELDING HANDBOOK, 1991).	15
Figura 3 - Classificação ASME / AWS de arame tubular (JOAQUIM, 2006).	15
Figura 4 - Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem (MODENESI, 2001).	18
Figura 5 – Distribuição típica de tensões residuais em uma solda de topo - (a) sistema de coordenadas e tensões; (b) tensões longitudinais; (c) tensões transversais (MODENESI, 2001).	19
Figura 6 – Representação da variação do limite de resistência e limite de escoamento em função da temperatura (ZEEMANN, 2003a).	20
Figura 7 – Como ocorre o alívio de tensões quando se aquece o material (ZEEMANN, 2003a).	21
Figura 8 - Junta montada.	28
Figura 9 – Croqui do chanfro da junta (dimensões em milímetro).	29
Figura 10 – Pré-aquecimento da junta.	29
Figura 11 – Soldagem do lado A.	30
Figura 12 – Esquema da sequência de soldagem.	31
Figura 13 – Gráfico esquemático do tratamento térmico de alívio de tensões.	33
Figura 14 – Junta sendo tratada termicamente: (a) estufa aberta mostrando no detalhe o termopar pontado na junta soldada; (b) estufa fechada com manta refratária.	33
Figura 15 – Corpo de prova para análise química do metal de adição não diluído, preparado conforme ASME/AWS SFA 5.29 (2005).	35
Figura 16 – Locais de análise química do metal de adição diluído.	35
Figura 17 – Posição de retirada dos corpos de prova para ensaios mecânicos e macrografia (N-1852, 2006).	36
Figura 18 – Corpo de prova para ensaio de tração transversal à solda (MATHERS, 2004).	37
Figura 19 – Máquina de ensaio de tração e dobramento.	38
Figura 20 – Localização das impressões de dureza (N-1852, 2006).	39
Figura 21 – Realização do ensaio de dureza Vickers.	40
Figura 22 - Croqui do CP Charpy-V tipo A - dimensões em milímetros (ASTM A-370, 2002).	41
Figura 23 – Posição de retirada dos CPs de ensaio de impacto (N-1852, 2006): (a) metal de solda raiz e 2mm da face; (b) linha de fusão; (c) 2mm da linha de fusão e (d) 5mm da linha de fusão.	41
Figura 24 – Posição do entalhe dos corpos de prova Charpy, dimensões em milímetro (N-1859, 1996).	41
Figura 25 – Realização do ensaio de impacto Charpy-V: (a) corpos de prova resfriados à temperatura de -30 °C, (b) realização do ensaio.	43
Figura 26 - Aparência da fratura dos CPs Charpy (ASTM E-23, 2003).	45
Figura 27 – Análise da aparência da fratura.	46
Figura 28 – Alguns corpos de prova Charpy que não romperam no impacto.	46
Figura 29 – Região de análise micrográfica.	47

Figura 30 – Limite de resistência à tração da junta soldada.....	51
Figura 31 - CP de tração após ensaio.	52
Figura 32 - Valores de dureza (HV5) da junta soldada.	54
Figura 33 – Gráfico da dureza do metal de solda.	55
Figura 34 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V.	57
Figura 35 - Resultado do ensaio de impacto Charpy-V no metal de solda.	58
Figura 36 – Fração de zona reaquecida versus energia absorvida nos ensaios de impacto Charpy - material como soldado.....	61
Figura 37 - Fração de zona reaquecida versus energia absorvida nos ensaios de impacto Charpy - material tratado termicamente a 585°C.	62
Figura 38 – Macrografia: (a) como soldado; (b) tratado termicamente a 585 °C; (c) tratado termicamente a 650 °C.....	63
Figura 39 – Aparência da fratura – solda raiz.	64
Figura 40 - Aparência da fratura - solda 2mm da superfície.	65
Figura 41 - Aparência da fratura - linha da fusão (LF).	65
Figura 42 - Fratura da região central do CP Charpy: (a) como soldado; (b) tratado a 585 °C; (c) tratado a 650°C. 1500X.	66
Figura 43 - Como soldado: (a) e (b) região colunar; (c) e (d) região reaquecida. Ataque Nital 3%. Aumento 500X.	68
Figura 44 – Tratado a 585 °C: (a) e (b) região colunar; (c) e (d) região reaquecida. Ataque Nital 3%. Aumento 500X.....	69
Figura 45 – Tratado a 650 °C: (a) e (b) região colunar; (c) e (d) região reaquecida. Ataque Nital 3%. Aumento 500X.....	70
Figura 46 – Imagens de precipitados de duas diferentes regiões do material como soldado, por microscopia óptica. Ataque Picral 5%. Aumento 500X.	71
Figura 47 – Imagens de precipitados de duas diferentes regiões do material tratado termicamente a 585 °C, por microscopia óptica. Ataque Picral 5%. Aumento 500X.	71
Figura 48 – Imagens de precipitados de duas diferentes regiões do material tratado termicamente a 650 °C, por microscopia óptica. Ataque Picral 5%. Aumento 500X.	72
Figura 49 – Imagens de precipitados do material como soldado, por MEV: (a) 1000X e (b) 2000X. Ataque Picral 5%.	72
Figura 50 – Imagens de precipitados do material tratado termicamente a 585 °C, por MEV: (a) 1000X e (b) 2000X. Ataque Picral 5%.	73
Figura 51 – Imagens de precipitados do material tratado termicamente a 650 °C, por MEV: (a) 1000X e (b) 2000X. Ataque Picral 5%.	73
Figura 52 – Como Soldado: (a) imagem MEV; (b) tabela de composição química pontual (EDS). Ataque Picral 5%. Aumento 2700X.	74
Figura 53 – TTAT a 585 °C: (a) imagem MEV; (b) tabela de composição química pontual (EDS). Ataque Picral 5%. Aumento 2700X.	74
Figura 54 - TTAT a 650 °C: (a) imagem MEV; (b) tabela de composição química pontual (EDS). Ataque Picral 5%. Aumento 2700X.	75

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Vantagens, limitações e aplicações principais do processo FCAW (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2006).	16
Tabela 2 - Composição química do metal de base especificado vs. encontrado em análise de panela.	26
Tabela 3 - Propriedades mecânicas do metal de base especificado vs. encontrado.	26
Tabela 4 – Composição química especificada para o metal de solda como depositado para o eletrodo AWS E-81T1 Ni1 (ASME/AWS SFA5.29, 2005).	27
Tabela 5 – Requisitos de propriedades mecânicas especificadas para soldas produzidas com eletrodo AWS E-81T1 Ni1 (ASME/AWS SFA 5.29, 2005).	28
Tabela 6 - Relação dos corpos de prova Charpy.	42
Tabela 7 – Critério de aceitação de resistência ao impacto.	43
Tabela 8 - Análise química do metal de solda e metal de base.	50
Tabela 9 – Limite de resistência à tração da junta soldada.	51
Tabela 10 - Resultados dos ensaios de dureza (HV5) no metal de base.	53
Tabela 11 - Resultados dos ensaios de dureza (HV5) na ZTA.	53
Tabela 12 - Resultados dos ensaios de dureza (HV5) no metal de solda.	54
Tabela 13 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição “Como Soldado”.	56
Tabela 14 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição “Como Tratado a 585 °C”.	56
Tabela 15 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição “Como Tratado a 650 °C”.	56
Tabela 16 – Resultado da quantificação de zonas colunar e reaquecida.	60

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AF – Ferrita acicular (acicular ferrite)
API – American Petroleum Institute
ASME – American Society of Mechanical Engineers
ASTM – American Society for Testing and Materials
AWS – American Welding Society
 α – ferrita alfa
CE – Carbono Equivalente
CP – Corpo de Prova
CS – Como Soldado
CT – Como Tratado
DL – Dobramento Lateral
 δ – ferrita delta
END – Ensaaios Não Destrutivos
FCAW – Flux Cored Arc Welding (Soldagem com Arame Tubular)
 γ – austenita
HV – Hardness Vickers (dureza Vickers)
IIW – International Institute of Welding
LF – Linha de Fusão
MA – Constituinte Austenita-Martensita (Martensite-Austenite)
MAG – Metal Active Gas (métodos de soldagem a arco elétrico que utilizam gases ativos ou uma mistura de gases ativos e inertes para a proteção da poça de fusão).
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG – Metal Inert Gas (métodos de soldagem a arco elétrico que utilizam gases inertes ou uma mistura destes para a proteção da poça de fusão).
MT – Teste Partículas Magnéticas (magnetic particle test)
LE – Tensão limite de escoamento
LR – Tensão limite de resistência
PETROBRAS - Petróleo Brasileiro S/A.
RT – Teste Raio-X (ray-X test)
Tc – temperatura do teste de impacto
TIG – Tungsten Inert Gas (método de soldagem a arco elétrico que utiliza eletrodo de tungstênio e um gás inerte para a proteção da poça de fusão).
TMCP – Thermo-mechanical Control Processing (processo termomecânico)
Tp – temperatura de projeto
TTAT – Tratamento Térmico de Alívio de Tensões
UT – Teste Ultrassom (ultrasonic test)
ZF – Zona fundida
ZTA – Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	11
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
2.1. SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR.....	13
2.2. TENSÕES RESIDUAIS EM SOLDAGEM	17
2.3. TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES (TTAT).....	19
2.3.1. TTAT em Arames Tubulares Rútílicos	21
2.4. DESENVOLVIMENTO MICROESTRUTURAL DO METAL DE SOLDA	22
3. MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	25
3.1. METAL DE BASE.....	25
3.2. CONSUMÍVEIS DE SOLDA	27
3.3. PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM	28
3.4. TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES (TTAT).....	32
3.5. ANÁLISE QUÍMICA DO METAL DE SOLDA	34
3.6. ENSAIOS MECÂNICOS.....	36
3.6.1. Ensaios de Tração	37
3.6.2. Ensaios de Dobramento Guiado	38
3.6.3. Ensaios de Dureza	39
3.6.4. Ensaios de Impacto Charpy-V	40
3.7. MACROGRAFIAS	44
3.8. ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS	45
3.9. MICROGRAFIAS	47
3.9.1. Microscopia Óptica.....	47
3.9.2. Microscopia Eletrônica de Varredura.....	48
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	49
4.1. ANÁLISE QUÍMICA DO METAL DE SOLDA	49
4.2. ENSAIOS MECÂNICOS.....	51
4.2.1. Ensaios de Tração	51
4.2.2. Ensaios de Dobramento Guiado	53
4.2.3. Ensaios de Dureza	53
4.2.4. Ensaios de Impacto Charpy-V	56
4.3. MACROGRAFIA.....	63
4.4. ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS	64
4.5. MICROGRAFIAS	67
4.5.1. Microscopia Óptica.....	67
4.5.2. Microscopia Eletrônica de Varredura.....	72
4.6. AVALIAÇÃO FINAL DA INFLUÊNCIA DO TTAT SOBRE O METAL DE SOLDA.....	75
5. CONCLUSÕES.....	77
6. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS.....	78
REFERÊNCIAS	79

1. INTRODUÇÃO

Flux Cored Arc Welding (FCAW), ou soldagem com arame tubular, é um processo de soldagem que usa um arco entre o eletrodo, de alimentação contínua, e a poça de fusão (WELDING HANDBOOK, 1991). Além de ser um processo com alto rendimento e produtividade, a utilização de arame tubular dá uma alta qualidade ao metal de solda depositado, excelente aparência ao cordão de solda, boas características de arco, além de diminuir o número de respingos e possibilidade de soldagem em todas as posições de chapas de espessura grossa ou fina (JOAQUIM, 2006).

A utilização de arame tubular tem tido grande interesse, em consequência da sua versatilidade, na fabricação de plataformas de prospecção de petróleo, estaleiros navais, locais de difícil acesso e condições de trabalho, onde até então era absoluto o domínio do processo de soldagem por eletrodos revestidos, assim como vem aumentando sua utilização em estações de trabalho automatizadas e/ou robotizadas (JOAQUIM, 2006). Outros processos com alto rendimento, como arco-submerso ou eletro-escória, não são aplicáveis em estruturas de geometria complexa.

O processo de soldagem com arame tubular tem mais de 50 anos de existência. De acordo com Fortes (2004a, p.1):

Arames tubulares com gás de proteção para a soldagem de aços carbono foram desenvolvidos no início da década de 50, e tornaram-se comercialmente disponíveis em 1957. Nas décadas de 60 e 70 foi observado um substancial crescimento desse processo nos Estados Unidos, o mesmo ocorrendo no Japão na década de 80.

Existem dois grupos de arames tubulares do tipo *flux cored*: básico e rutílico. Os arames tubulares rútilicos, foco deste trabalho, diferem dos arames tubulares básicos por possuir rutilo na composição do fluxo.

Os arames tubulares rútilicos, em geral, não são aplicados em soldas que requerem tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT). Conforme Widgery (1997, p.1):

[...] mesmo depois de 20 anos do desenvolvimento de arames tubulares rútilicos para alta tenacidade, ainda são poucos os arames capazes de serem utilizados em aplicações que exijam tratamento térmico de alívio de tensões após soldado.

“Nestes arames tubulares, que apresentam excelentes valores de tenacidade na condição como soldados, ao ser aplicado TTAT, é observado uma acentuada queda na tenacidade.” (VIEIRA, 2006, p.1).

Existem saídas para evitar problemas com a tenacidade dos arames tubulares, e uma delas seria a utilização de arames tubulares básicos, que apresentam boa tenacidade mesmo após TTAT. Porém, esbarra-se na característica soldabilidade. A soldabilidade dos arames básicos é muito inferior a dos arames tubulares rútflicos, principalmente em soldagem fora de posição.

Outra saída, de acordo com Widgery (1997), seria a produção de arames tubulares rútflicos sem a presença de microligantes indesejáveis como nióbio e vanádio, o que seria suficiente para garantir boa tenacidade ao impacto após TTAT.

Este trabalho tem como objetivo avaliar a microestrutura e o comportamento mecânico de metais de solda produzidos com o arame tubular rútflico AWS E-81T1 Ni1 que sofreram TTAT pós-soldagem. Para tal foi soldada uma junta com 60 mm de espessura, na posição vertical e progressão ascendente. Esta junta foi dividida em três partes, sendo uma mantida como soldada e as outras duas tratadas termicamente em diferentes temperaturas, 585 °C e 650 °C, com tempo de patamar de 6 horas. Para avaliar o efeito do tratamento térmico sobre as propriedades mecânicas foi realizado ensaio de dureza, tração e impacto Charpy-V. A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR

Data da década de 30 o início da utilização de proteção gasosa nas operações de soldagem para resolver problemas da contaminação atmosférica nas soldas de materiais reativos, dando origem ao processo *Tungsten Inert Gas* (TIG) (JOAQUIM, 2006).

O processo *Metal Inert Gas* (MIG) surgiu em 1948, utilizando o mesmo princípio de funcionamento do TIG, ou seja, um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo e a peça, envolto por uma atmosfera protetora de gás inerte, diferindo do anterior por utilizar um eletrodo consumível de alimentação contínua (JOAQUIM, 2006).

O uso de gases inertes tornava seu custo elevado para utilização em aços carbono e baixa liga e, por isso, foi introduzido dióxido de carbono (CO_2) como gás de proteção, e o processo tornou-se bem aceito para soldagem de aço carbono e baixa liga, uma vez que reduziu o custo do processo (JOAQUIM, 2006). O processo que usava CO_2 como gás de proteção foi chamado de *Metal Active Gas* (MAG).

No início apenas arame sólido era utilizado e no início dos anos 50 foi introduzido o uso de arame tubular com proteção gasosa (FORTES, 2004a). Este processo, denominado *Flux Cored Arc Welding* (FCAW), foi apresentado publicamente na exposição da American Welding Society (AWS) em Buffalo, New York, em maio de 1954, e os eletrodos e equipamentos estavam disponíveis em 1957 (FORTES, 2004a; WELDING HANDBOOK, 1991).

Na década de 60 o arame autoprotégido foi introduzido por pesquisadores e engenheiros da Lincoln Electric (JOAQUIM, 2006). No arame autoprotégido somente a escória e os gases produzidos pela decomposição de alguns de seus elementos protegem o metal de solda da atmosfera (MACHADO, 1996).

Basicamente, arames tubulares são invólucros metálicos com um pó em seu interior que pode conter minerais, ferros-liga e materiais que forneçam gases de proteção, desoxidantes e materiais formadores de escória (FORTES, 2004a). Os ingredientes do fluxo promovem estabilização do arco, ajuste de composição da solda, proteção, etc. (MODENESI;

MARQUES, 2006), influenciando nas propriedades mecânicas do metal de solda, bem como no perfil da solda (FORTES, 2004a).

De acordo com Welding Handbook (1991), os benefícios do arame tubular são atingidos combinando três aspectos gerais:

- A produtividade de soldagem com alimentação contínua;
- Os benefícios metalúrgicos adquiridos com o fluxo;
- Uma escória que suporta e molda o cordão de solda.

As figuras 1 e 2 ilustram o processo de soldagem com arame tubular com e sem proteção gasosa, respectivamente.

Na soldagem com gás de proteção, conforme Joaquim (2006, p.5):

[...] a queima e vaporização do fluxo proporcionam a estabilização do arco elétrico, bem como a melhoria das características do metal depositado. No entanto, sendo pouca a quantidade de revestimento, a sua queima não permite obter o volume necessário de gases para proteção global do banho de fusão, sendo necessário utilizar uma proteção adicional de gás.

Este gás pode ser inerte (argônio, hélio), ativo (dióxido de carbono) ou mesmo a mistura destes.

O arame tubular autoprotégido, por sua vez, de acordo com Joaquim (2006, p.5):

[...] possui no seu interior uma quantidade maior de fluxo, o que proporciona, durante a sua queima, uma produção de gases e fumos suficiente para atuar tanto nas características de fusão já mencionadas, quanto na proteção global da poça de fusão durante a soldagem.

Figura 1 - Processo de soldagem com arame tubular, com proteção gasosa (WELDING HANDBOOK, 1991).

Figura 2 - Processo de soldagem com arame tubular autoprotetido (WELDING HANDBOOK, 1991).

Os diferentes tipos de arame tubular são classificados quanto às propriedades mecânicas, tipo de fluxo e características de soldagem, tais como utilização de gás de proteção, soldagem de passe único ou multipasse, tipo de corrente, posição de soldagem e propriedades mecânicas do metal soldado (JOAQUIM, 2006), dividindo-se em três categorias:

- Arame tubular para aços não ligados;
- Arame tubular para aços ligados;
- Arame tubular para aços inoxidáveis.

As especificações AWS para arame tubular são as mais comumente adotadas pelos fabricantes de consumíveis e por este motivo é utilizada no presente trabalho. A figura 3 mostra a classificação ASME/AWS para arame tubular:

Figura 3 - Classificação ASME / AWS de arame tubular (JOAQUIM, 2006).

A tabela 1 resume as principais aplicações do processo de soldagem com arame tubular, bem como as vantagens e limitações deste processo.

Tabela 1 - Vantagens, limitações e aplicações principais do processo FCAW (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2006).

<i>Vantagens</i>	<i>Limitações</i>	<i>Aplicações</i>
<ul style="list-style-type: none"> - Elevada produtividade e eficiência - Soldagem em todas as posições - Custo relativamente baixo - Produz soldas de boa qualidade e aparência 	<ul style="list-style-type: none"> - Equipamento relativamente caro - Pode gerar elevada quantidade de fumos - Necessita limpeza após soldagem 	<ul style="list-style-type: none"> - Soldagem de aços carbono e ligados - Soldagem em fabricação e em manutenção - Soldagem no campo - Soldagem de partes de veículos

Existem dois tipos principais de arame tubular com proteção gasosa: *Metal Cored*, que possui internamente um fluxo composto principalmente por pó de ferro, ferro-ligas e desoxidantes, e *Flux Cored*, cujo fluxo interno é composto por minerais como aqueles utilizados no revestimento dos eletrodos revestidos. Este último pode ser dividido em dois grupos: básico e rutílico, sendo o rutílico foco deste trabalho.

Como sugerido pelo nome, o arame tubular rutílico possui na composição do fluxo o rutilo, ou rútilo, como é conhecido em algumas regiões. Segundo Fortes (2004a, p.12-13):

[...] o rutilo, uma forma de dióxido de titânio (TiO_2), tornou-se a base mais empregada nos eletrodos revestidos nos idos de 1930. Ele permitiu que o ponto de fusão e a viscosidade da escória fossem controlados por uma faixa muito mais larga que a disponível com escórias básicas, de tal modo que fosse possível fabricar eletrodos com escórias consistentes para a soldagem na posição vertical ou escórias fluidas para a soldagem a altas velocidades na posição plana. Adicionalmente, o titânio é um bom estabilizador do arco e é freqüentemente adicionado a sistemas básicos, na forma metálica ou mineral, para resultar num arco mais suave.

Ainda segundo Fortes (2004a, p.13), o TiO_2 :

[...] é um componente muito estável que contribui com pouco oxigênio para a solda, de tal modo que, quando combinado com componentes básicos, o produto resultante conserva muitas das características de um sistema completamente básico. Infelizmente essas características podem incluir fluidez excessiva e uma tendência à transferência globular, o que significa que arames tubulares híbridos rutílico-básicos devem ser testados com muita cautela.

2.2. TENSÕES RESIDUAIS EM SOLDAGEM

Quando os metais são aquecidos sofrem expansão, ou dilatação, e quando são resfriados, sofrem contração. A dilatação é diretamente proporcional à variação de temperatura ou, de outro modo, à quantidade de calor aplicada.

De acordo com Fortes (2004b, p.30):

Numa junta soldada o metal mais próximo da solda está sujeito às mais altas temperaturas e, à medida que aumenta a distância da solda, a temperatura máxima atingida diminui. O aquecimento heterogêneo causa contração-expansão também heterogênea e pode causar distorções e tensões internas no metal de solda. Dependendo de sua composição e aplicação o metal pode não ser capaz de resistir a essas tensões e trincar ou pode ocorrer falha prematura da peça.

Zeemann (2003a, p.2) explica que:

[...] ao final da etapa de aquecimento (que é quase instantâneo) as adjacências da solda se encontram com o mesmo tamanho inicial e deformadas em compressão, quando se inicia o resfriamento. Agora, a mesma porção que foi aquecida, e se encontra comprimida, começa a resfriar e a tendência é de que o material se contraia. Inicialmente a região sofre alívio das tensões de compressão e, como não consegue reduzir seu tamanho, pois o restante do componente não permite, esta acaba sendo tracionada até que as tensões de tração ultrapassem o limite de escoamento, e de novo o material se deforma para acomodar o efeito desta elevada tensão.

No entanto, o material somente consegue se deformar em tensões superiores à de escoamento e as tensões tratativas inferiores ao limite de escoamento (tensões elásticas) permanecem ao final da soldagem. De acordo com Zeemann (2003a), estas são as chamadas tensões residuais, tratativas nesta região, cuja magnitude é a do próprio limite de escoamento do material na temperatura ambiente, que são tensões elevadíssimas para serem desprezadas.

A figura 4 ilustra o desenvolvimento de tensões devido ao aquecimento não uniforme de uma junta soldada.

Figura 4 - Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem (MODENESI, 2001).

Segue explicação de Modenesi (2001, p.5) para a figura 4:

[...] a seção AA', muito distante da poça de fusão e ainda não aquecida pela fonte de calor, não existem variações de temperatura e o material ainda está isento de tensões. Na seção BB', junto à poça de fusão, o material aquecido tende a se expandir, sendo, contudo, restringido pelas regiões mais frias da peça, gerando, assim, tensões de compressão em regiões próximas à zona fundida e tensões de tração nas regiões um pouco mais afastadas. Quando o seu limite de escoamento é atingido, o material aquecido deforma-se plasticamente em compressão. Na poça de fusão, como o material está líquido, as tensões são nulas. Com o resfriamento e após a solidificação da solda, o material passa a se contrair, sendo novamente impedido pelas regiões mais frias e afastadas da solda. Assim, na seção CC' surgem tensões de tração junto ao cordão e de compressão nas regiões mais afastadas. Estas tensões aumentam de intensidade levando ao escoamento da região aquecida. Após o resfriamento completo, seção DD', as tensões residuais no centro da solda chegam a níveis próximos ao limite de escoamento do material [...]

A figura 5 mostra esquematicamente a distribuição de tensões residuais longitudinais e transversais em uma solda de topo.

A distribuição de tensões transversais, figura 5 (c), é caracterizada, em soldas isoladas, por valores menores de tensões. Contudo, quando a solda faz parte de uma estrutura incluindo outras partes e soldas, tensões de reação tendem a se somar às tensões de origem térmica, resultando em maiores valores de tensões residuais (linha tracejada na figura 5 (c)). (MODENESI, 2001)

Figura 5 – Distribuição típica de tensões residuais em uma solda de topo - (a) sistema de coordenadas e tensões; (b) tensões longitudinais; (c) tensões transversais (MODENESI, 2001).

2.3. TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES (TTAT)

Conforme Modenesi (2001) e Fortes (2004b), a presença de tensões residuais afeta significativamente os fenômenos que ocorrem com baixos níveis de tensão (inferiores ao limite de escoamento do material), como a fratura frágil, a fragilização por hidrogênio e a corrosão sob tensão. Daí a importância do alívio de tensões residuais pós-soldagem, que pode ser realizado por métodos mecânicos e térmicos.

O martelamento, que consiste no martelamento do metal depositado e de suas adjacências durante ou após a soldagem, o encruamento, que é a deformação plástica da junta soldada pela aplicação de cargas de tração, e a vibração, que se trata de aplicação de vibrações na estrutura causando uma ressonância de baixa frequência ocasionando deformação plástica parcial da estrutura, são exemplos de mecanismos de alívio de tensões pós-soldagem por método mecânico. (MODENESI, 2001).

Os métodos mecânicos usados para alívio de tensões podem ser eficazes, porém, conforme Modenesi (2001), o método mais usado atualmente para aliviar as tensões residuais causadas pela contração do metal de solda é o tratamento térmico.

Chiaverini (2005, p. 82) define tratamento térmico como:

[...] o conjunto de operações de aquecimento a que são submetidos os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinados.

Chiaverini (2005) acrescenta que a velocidade de aquecimento, embora em alguns casos seja fator secundário, apresenta certa importância, principalmente quando os aços estão em estado de tensão interna ou possuem tensões residuais porque, nessas condições, um aquecimento muito rápido pode provocar empenamento ou mesmo aparecimento de fissuras. Muitas vezes a velocidade de resfriamento também deve ser controlada devido a estes mesmos motivos, ou seja, evitar empenamento ou aparecimento de fissuras.

De acordo com Zeemann (2003a), o alívio de tensões residuais por tratamento térmico ocorre da seguinte maneira: a tensão limite de escoamento (LE), assim como a tensão limite de resistência (LR), diminui com a temperatura, como mostra a figura 6, o que significa que o material pode ser deformado em menores níveis de tensão. Quando se aquece um material cuja tensão residual se situa próxima ao limite de escoamento, esta tensão ultrapassa o limite de escoamento e o material se deforma, aliviando a tensão, como pode ser observado na figura 7. Como o aquecimento durante o TTAT é generalizado e não localizado, e as taxas de aquecimento e resfriamento são controladas, não existe a geração de tensões residuais no resfriamento, garantindo menor nível de tensões ao final do TTAT.

Figura 6 – Representação da variação do limite de resistência e limite de escoamento em função da temperatura (ZEEMANN, 2003a).

Figura 7 – Como ocorre o alívio de tensões quando se aquece o material (ZEEMANN, 2003a).

A temperatura e o tempo são variáveis importantes do TTAT, e dependem principalmente do material e espessura da junta (ZEEMANN, 2003a). Em aços normalmente é realizado à temperatura entre 550°C – 650°C por uma hora para cada 25 milímetros de espessura, seguido por um resfriamento lento e uniforme até a temperatura ambiente (FORTES, 2004a).

2.3.1. TTAT em Arames Tubulares Rutílicos

Conforme Vieira (2006), os metais de solda produzidos com arames tubulares rutílicos apresentam excelentes valores de tenacidade na condição como soldados, mas ao ser aplicado tratamento térmico de alívio de tensões, observa-se uma acentuada deterioração na tenacidade. Widgery (1997) acrescenta que a maior queda da tenacidade após alívio de tensões ocorre em soldas realizadas na posição vertical ascendente.

Vários pesquisadores estudaram as possíveis causas da queda da tenacidade após TTAT em aços ferríticos. Widgery (1997) e Welding Company Kobe Steel (2003a) estudaram especificamente as razões que levam a queda da tenacidade após TTAT em metais de solda

produzidos com arame tubular rutílico. As conclusões das pesquisas levam a crer que as principais razões da queda da tenacidade neste material são:

i) Reações de precipitação - precipitação em metais de solda consiste na formação de partículas finas, tais como carbonetos, durante tratamento térmico. Estas partículas são frágeis e susceptíveis à propagação de trincas, fragilizando o material. Conforme Widgery (1997) e Welding Company Kobe Steel (2003a), em metais de solda rutílicos são formados carbonetos como de titânio, nióbio e vanádio, todos reduzidos de seus óxidos contidos no fluxo. O rutilo (TiO_2), na presença de fortes desoxidantes, se torna titânio no metal depositado. Óxido de nióbio e de vanádio são impurezas do rutilo, e devem ser eliminados.

ii) Segregação de impurezas - segregação de impurezas no contorno de grão da austenita prévia, conforme Widgery (1997), ocorrem durante o TTAT na presença de alguns elementos, especialmente fósforo, arsênio e antimônio, durante baixo resfriamento através da faixa de temperatura crítica, tipicamente próximo de 450°C . Esta segregação aumenta com o uso de chapas de grande espessura por causa do prolongamento do tempo de retenção na temperatura crítica. Como ressaltado por Frade (2000), este tipo de fragilização é dito reversível, pois, se o material for reaquecido acima desta faixa de temperatura seguido de resfriamento relativamente rápido, os elementos segregados se dissolvem e não tornam a precipitar, e as propriedades originais são restabelecidas.

É importante salientar que, embora o TTAT promova efeitos metalúrgicos que possivelmente são responsáveis pela queda da tenacidade de soldas com arame tubular rutílico, é necessária sua execução. A presença de tensões internas pode provocar, dentre outras coisas, fratura induzida por hidrogênio e corrosão sob tensão. O TTAT permite a redução do nível de tensões internas, aumentando a confiabilidade da junta soldada.

2.4. DESENVOLVIMENTO MICROESTRUTURAL DO METAL DE SOLDA

A microestrutura obtida diretamente do resfriamento da fase líquida até a temperatura ambiente é chamada de microestrutura como soldada ou primária. Consiste em ferrita primária, ferrita com segunda fase, ferrita acicular, e as chamadas microfases, que podem ser

martensita ou austenita retida. Bainita também pode ser encontrada em alguns depósitos de solda.

Foi desenvolvido pela Sub-comissão IXJ do International Institute of Welding (IIW) um esquema para classificação dos constituintes microestruturais do metal de solda de aços ferríticos, utilizando-se microscopia ótica (IIW, 1988). A terminologia adotada pelo IIW é a usada neste trabalho.

As descrições dos constituintes microestruturais principais (IIW, 1988) encontram-se a seguir:

- i) Ferrita Primária [PF]: pode ocorrer de duas formas, que podem ser contadas independentemente se o operador se sentir confiante sobre a identificação clara de cada uma delas:
 - Ferrita de contorno de grão [PF(G)]: veios ou grãos poligonais de ferrita associados com contornos de grãos austeníticos primários.
 - Ferrita poligonal intragranular [PF(I)]: grãos de ferrita, geralmente poligonais, localizados no interior dos grãos de austenita prévia, três vezes maiores do que os grãos ou lamina adjacentes de ferrita.
- ii) Ferrita Acicular [AF]: pequenos grão de ferrita não alinhados localizados no interior de grãos austeníticos primários. Uma região de ferrita acicular normalmente inclui placas isoladas de grande razão entre largura e comprimento.
- iii) Ferrita com segunda fase [FS]: pode ocorrer de das formas, que podem ser contadas independentemente se o operador se sentir confiante sobre a identificação clara de cada uma delas:
 - Ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)]: duas ou mais lamina paralelas de ferrita. No caso de apenas duas lâminas, a razão de forma deve ser maior que 4:1. Se o operador tiver segurança, este constituinte pode ser sub-classificado como ferrita de placas laterais [FS(SP)], bainita superior [FS(UB)] ou bainita inferior [FS(LB)].
 - Ferrita com segunda fase não alinhada [FS(NA)]: ferrita envolvendo completamente microfases aproximadamente equiaquixiais ou distribuídas aleatoriamente ou ripas isoladas de [AF]
- iv) Agregado ferrita-carboneto [FC]: estruturas finas de ferrita e carbonetos, incluindo ferrita com carbonetos “interfásicos” e perlita. Se o constituinte é claramente identificado como perlita deve ser designado como [FC(P)]. Se o constituinte for menor que as lâminas adjacentes dentro do grão austenítico primário, deve ser desprezado.
- v) Martensita [M]: colônias de martensita maiores que lâminas adjacentes de ferrita. Se o operador estiver seguro, o constituinte pode ser classificado como martensita laminar ou maclada, M(L) ou M(T).

Em se tratando de soldagem multipasses, muitas das regiões de microestrutura primária original são reaquecidas a altas temperaturas suficientes para transformá-las em austenita, que durante o resfriamento é transformada em diferentes microestruturas. Outras regiões podem ser simplesmente recuperadas pelo depósito de subseqüentes cordões de solda. A microestrutura da região reaquecida é chamada de microestrutura reaquecida ou secundária.

Vários autores, como Paranhos, Rosenthal e Bott (2006), Kikuta, Araki e Yoneda (1980), Svoboda et al. [2004] e Costa (1993), relatam a influencia da fração volumétrica de

zona reaquecida e zona colunar na ponta do entalhe dos corpos de prova na quantidade de energia absorvida no teste de impacto Charpy.

Paranhos, Rosenthal e Bott (2006), por exemplo, investigaram o efeito da posição do entalhe nos CPs Charpy-V na tenacidade ao impacto em soldas multipasses produzidas com arco submerso. Os resultados obtidos indicam que quanto maior a quantidade de zona reaquecida na região do entalhe, maior será a energia absorvida no impacto.

Por outro lado, Svoboda et al. [2004], que investigou, dentre outras coisas, a influência da quantidade de passes na tenacidade ao impacto de soldas produzidas com arame tubular rutílico AWS E-81T1 Ni1, concluiu que quanto maior a porcentagem de zonas reaquecidas no entalhe do CP Charpy-V, menor será a energia absorvida no ensaio.

Assim sendo, fica evidente a influência da fração de zona reaquecida na ponta do entalhe de CPs Charpy na resistência ao impacto, sendo o resultado dependente tanto do metal de solda quanto do processo de soldagem em questão.

3. MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os materiais usados e experimentos realizados neste trabalho foram baseados em normas da Petrobras. A principal norma, neste caso, é a N-1852 (2006).

A norma N-1852 (2006) dita as condições exigíveis para a fabricação e montagem de estruturas oceânicas fixas de aço utilizadas em produção de petróleo e gás natural. Nesta norma são citadas outras não menos importantes, como N-133 (2002), N-1678 (1999), N-1859 (1996), AWS D1.1 (2004) e ASTM A-370 (2002).

3.1. *METAL DE BASE*

As chapas usadas neste trabalho foram especificadas de acordo com a norma N-1678 (1999).

A norma N-1678 (1999) estabelece os requisitos mínimos para a classificação e seleção de aços estruturais (aço-carbono, carbono-manganês ou baixa liga) definidos em projeto e usados na fabricação de estruturas oceânicas fixas de produção de petróleo. Nesta norma os aços são divididos em 4 grupos quanto à especificação mínima do seu limite de escoamento, em função de sua aplicação ao projeto, e dividido em 4 classes quanto à sua aplicação estrutural. Neste trabalho foi usado como metal de base um aço microligado de alta resistência, fabricado por tratamento termomecânico, classificado pela N-1678 (1999) como IIA (Grupo II, Classe A). Ao Grupo II pertencem os aços com mínima tensão limite de escoamento (LE) entre 305 MPa e 355 MPa, dependendo da espessura da chapa. Neste trabalho foram usadas chapas com 60 mm de espessura, o que corresponde, pela N-1678 (1999), a um limite de escoamento mínimo de 340 MPa. O limite de resistência dos aços pertencentes a este grupo deve estar na faixa de 460 MPa a 620 MPa. À Classe A pertencem os aços denominados aços estruturais especiais, empregados em membros essenciais para a integridade da estrutura, geralmente de espessuras acima de 38 mm, que necessitem apresentar alta tenacidade à fratura e alta resistência à decoesão lamelar.

A composição química encontrada em análise de panela e as propriedades mecânicas estão dentro do especificado pela norma N-1678 (1999), como mostram as tabelas 2 e 3, respectivamente, cujos valores foram retirados do certificado de qualidade emitido pelo fornecedor.

Tabela 2 - Composição química do metal de base especificado vs. encontrado em análise de panela.

<i>Elemento</i>	<i>Especificado (N-1678 Rev.E, 1999)</i>	<i>Encontrado</i>
C	0,15 max.	0,055
Cr	0,25 max.	0,033
Mo	0,08 max.	0,009
Nb	0,040 max.	0,021
V	0,015 max.	0,002
Ti	0,015 max.	0,008
Ni	0,45 max.	0,228
Cu	0,30 max.	0,018
Al	0,06 max.	0,038
N	0,010 max.	0,0037
S	0,010 max.	0,0006
P	0,030 max.	0,010
Si	0,25 a 0,55	0,299
Mn	1,00 a 1,65	1,56
(Cr+Mo+Ni+Cu)	0,80 max.	0,348
CE* ($t \leq 38\text{mm}$)	0,43 max.	NA**
CE* ($38\text{mm} < t \leq 75\text{mm}$)	0,44 max.	0,349
CE* ($t > 75\text{mm}$)	0,45 max.	NA**

* CE = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 (Carbono Equivalente).

** Não aplicável, pois a espessura da chapa deste trabalho é 60mm.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas do metal de base especificado vs. encontrado.

<i>Propriedades</i>	<i>Especificado para aços IIA (N-1678, 1999)</i>	<i>Encontrado</i>
Limite de escoamento ($40 < t \leq 63\text{mm}$) [MPa]	340 (mín.)	408
Limite de resistência [MPa]	460 a 620	494
Resistência ao impacto a -30 °C [J]	Média = 50 (mín.)	426

3.2. CONSUMÍVEIS DE SOLDA

O termo “consumível” é aplicado aos produtos que são consumidos durante a execução de uma soldagem. Por exemplo, no processo FCAW, um dos consumíveis é o arame tubular, que também pode ser chamado de material de adição. A soldagem com gás de proteção inclui o gás, que pode ser argônio, hélio, dióxido de carbono ou misturas de gases.

O eletrodo utilizado neste trabalho foi o AWS E-81T1 Ni1, com 1,2 mm de diâmetro. Este arame é do tipo *flux cored* para soldagem com mistura de 85-75% Argônio + 15-25% CO₂. O sufixo Ni1 indica a presença de aproximadamente 1% de níquel na composição química deste eletrodo.

De acordo com Vieira (2006), o níquel funciona como refinador de grão e formador de ferrita acicular, sendo estes os principais fatores responsáveis pelos bons valores de tenacidade encontrados nas soldas realizadas com estes arames.

A tabela 4 apresenta a composição química especificada para o metal de solda como depositado para o eletrodo AWS E-81T1 Ni1, e a tabela 5 os requisitos de propriedades mecânicas, ambos conforme ASME/AWS SFA 5.29 (2005).

O gás de proteção usado foi o 75% Argônio + 25% CO₂.

Tabela 4 – Composição química especificada para o metal de solda como depositado para o eletrodo AWS E-81T1 Ni1 (ASME/AWS SFA5.29, 2005).

<i>Elemento</i>	<i>Especificado</i>
C max.	0,12
Mn max.	1,50
P max.	0,030
S max.	0,030
Si max.	0,80
Ni	0,80-1.10
Cr max.	0,15
Mo max.	0,35
V max.	0,05

Tabela 5 – Requisitos de propriedades mecânicas especificadas para soldas produzidas com eletrodo AWS E-81T1 Ni1 (ASME/AWS SFA 5.29, 2005).

<i>Condição</i>	<i>Limite de Resistência (MPa)</i>	<i>Limite de Escoamento (MPa)</i>	<i>Alongamento mínimo (%)</i>	<i>Energia de Impacto Charpy-V mínima</i>
Como Soldado	550-690	470 (mínimo)	19	27 J a -29 °C

3.3. *PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM*

Foram cortadas duas chapas de aço com dimensões de 60 x 200 x 1600 mm para confecção de uma junta de topo. Para união das partes foram utilizadas travas, como mostra a figura 8. As dimensões da junta após montagem foram de 60 x 400 x 1600 mm.

Figura 8 - Junta montada.

A figura 9 mostra um croqui do chanfro da junta detalhadamente, com as dimensões em milímetros.

Figura 9 – Croqui do chanfro da junta (dimensões em milímetro).

Antes do início da soldagem fez-se um pré-aquecimento das chapas. Conforme Machado (1996, p.21):

[...] esta operação é fundamentalmente realizada, ou para reduzir a taxa de resfriamento, de forma a que não se desenvolvam trincas na junta soldada (trincas induzidas pelo hidrogênio); ou para compensar a excessiva taxa com que o calor gerado pelo arco é dissipado, impedindo a formação de uma conveniente poça de fusão; ou, ainda, para diminuir as deformações geradas pela soldagem.

Para Fortes (2004b), o pré-aquecimento da junta a ser soldada é uma maneira de reduzir a taxa de resfriamento do metal, evitando a formação de microestruturas prejudiciais na região de soldagem.

O pré-aquecimento foi de 125 °C, conforme a norma N-133 (2002), que especifica que esta deve ser a temperatura de pré-aquecimento para chapas com espessura acima de 30 mm. O pré-aquecimento foi feito por chama e foi usado um lápis térmico para controle da temperatura. A figura 10 mostra a realização do pré-aquecimento.

Figura 10 – Pré-aquecimento da junta.

Após pré-aquecimento realizou-se soldagem com o arame tubular AWS E-81T1 Ni1 do primeiro lado (lado A), como mostra a figura 11. A posição de soldagem foi vertical, com progressão ascendente. De acordo com Fortes (2004a), os valores de energia absorvida no ensaio de impacto neste caso são geralmente mais baixos que nas posições plana ou horizontal e, por ser considerada a condição mais crítica, foi usada neste trabalho.

Além do pré-aquecimento, na soldagem multipasses a temperatura interpasses também deve ser controlada. De acordo com Modenesi (2004) deve-se evitar que a temperatura interpasses atinja valores muito elevados, o que poderia causar problemas de tenacidade, ou valores baixos, que poderia provocar fissuração. Neste trabalho a temperatura interpasses ficou entre 125 °C e 250 °C, faixa de temperatura especificada na norma N-133 (2002).

O controle da temperatura interpasses também foi feito com auxílio do lápis térmico.

Figura 11 – Soldagem do lado A.

Após a soldagem do lado A virou-se a junta e removeu-se parte da raiz por goivagem, removendo eventuais defeitos, utilizando um eletrodo de grafite e posterior esmerilhamento para acabamento.

Foi então realizado inspeção por ensaio não-destrutivo (END) de partículas magnéticas (MT), conforme requerido na norma da Petrobras N-1852 (2006). Após aprovação por MT, foi realizado o enchimento e acabamento do outro lado (lado B) com o mesmo tipo de arame tubular, usando os mesmos parâmetros usados na soldagem do lado A.

A soldagem total foi realizada em seis dias devido ao grande volume de material depositado.

A figura 12 representa, de forma esquemática, a seqüência de soldagem realizada, não correspondendo necessariamente ao número de passes efetivamente realizados.

Figura 12 – Esquema da seqüência de soldagem.

De forma sintética, as condições de trabalho foram as seguintes:

- Arame tubular de 1,2 mm de diâmetro;
- Corrente de 194 a 228 A;
- Voltagem de 24 a 24,6 V;
- Velocidade de 9,38 cm/min (próximo à raiz) a 22,24 cm/min (próximo à superfície);
- Aporte térmico de 35,9 kJ/cm (próximo à raiz) a 12,6 kJ/cm (próximo à superfície), sendo que:

$$\text{Aporte Térmico} = 0,06 \times \frac{\text{Tensão} \times \text{Corrente}}{\text{Velocidade}}$$

- Gás de proteção: composição de 75% Argônio + 25% CO₂;
- Vazão do gás de proteção: 25 L/min.

Após soldagem total da junta foi realizada inspeção por ensaios não destrutivos de partículas magnéticas (MT), ultra-som (UT) e raio-X (RT), conforme norma N-1852 (2006).

A junta soldada foi aprovada em todos os ensaios não-destrutivos.

3.4. TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES (TTAT)

Após aprovação por ensaios não destrutivos, a junta soldada foi cortada em três partes, sendo que uma foi mantida na condição como soldada (PARTE 1), e as outras duas foram tratadas termicamente para alívio de tensões, em diferentes temperaturas (PARTE 2 e PARTE 3).

A norma AWS D1.1 (2004) requer que o TTAT, em componentes fabricados de acordo com o referido código, seja realizado entre 600 °C e 650 °C, por um período de 2 horas, mais 15 minutos por polegada adicional acima de 2 polegadas de espessura. Reduções da temperatura de tratamento levam ao incremento do tempo de permanência (holding time), conforme esta mesma norma.

Porém, na referida norma AWS, o comentário C3.14 estabelece que os aços produzidos por processo termomecânico (TMCP - Thermo-mechanical Control Processing) devem ter o seu TTAT baseado nos processos e materiais específicos, e que este não deve ser realizado a temperaturas superiores a 600 °C.

Assim sendo, com o objetivo de analisar as duas condições citadas acima, o tratamento térmico foi realizado em duas diferentes temperaturas, 585 °C e 650 °C, como segue:

- PARTE 2: Tratada termicamente com temperatura de patamar de 585 ± 10 °C e tempo de 6 horas;
- PARTE 3: Tratada termicamente com temperatura de patamar de 650 ± 10 °C e tempo de 6 horas.

Pela espessura da junta, 60 mm, de acordo com a AWS D1.1 (2004) o tempo de patamar de cada ciclo térmico deveria ser de 2 horas e 15 minutos. Porém, o item 8 da tabela 4.6 da referida norma descreve que pode-se realizar, na qualificação do procedimento, até 80% do tempo total de tratamento térmico do procedimento, ou seja, o tempo de TTAT poderia ser, no mínimo, 5 horas e 24 minutos, que corresponde a 80% de 6 horas e 45 minutos (soma de 3 ciclos de 2 horas e 15 minutos), sem que seja exigido requalificação do procedimento. Assim sendo, o tempo de 6 horas, usado neste trabalho, está de acordo com o requerido na AWS D1.1 (2004).

O aquecimento da junta soldada no forno de tratamento térmico foi livre até 300 °C. A partir desta temperatura, o aquecimento foi realizado com taxa inferior a 100 °C/h, até atingir

a temperatura de patamar. O resfriamento também foi controlado, e a taxa máxima também foi de 100 °C/h, até a temperatura de 300 °C. A partir de 300 °C a junta foi resfriada ao ar calmo. A figura 13 mostra o gráfico esquemático do TTAT.

Figura 13 – Gráfico esquemático do tratamento térmico de alívio de tensões.

A figura 14 mostra uma das partes da junta sendo tratada termicamente numa estufa de resistência elétrica. No detalhe pode-se observar o termopar, pontado a aproximadamente 25mm de distância da margem da solda.

Figura 14 – Junta sendo tratada termicamente: (a) estufa aberta mostrando no detalhe o termopar pontado na junta soldada; (b) estufa fechada com manta refratária.

3.5. *ANÁLISE QUÍMICA DO METAL DE SOLDA*

“[...] a composição química tem uma importante influência na tenacidade devido ao seu efeito sobre a microestrutura, a formação de precipitados e inclusões e as características dos próprios constituintes da zona fundida.” (MODENESI, 2004, p.33).

Segundo o autor, a influência da composição química é bastante complexa devido à sua ação em vários níveis e à interação entre os vários elementos presentes.

De acordo com Ouro (2007, p.27): “A composição química da zona fundida (cordão de solda) difere da composição química do metal de adição depositado, devido à participação do metal de base na constituição da zona fundida, denominada diluição.”

Conforme Zeemann (2003b, p.1): “A diluição é a quantidade percentual de metal de base que entra na composição do metal de solda, na soldagem por fusão, podendo variar desde valores muito baixos como 5% até 100% na soldagem autógena (sem metal de adição).”

Assim sendo, foi realizada análise química do metal de adição diluído e não diluído. Para avaliação da composição química do metal de adição não diluído foi preparado um corpo de prova (CP) conforme ASME/AWS SFA 5.29 (2005), como mostra a figura 15. As dimensões do CP para análise química devem ser de no mínimo 38 mm de comprimento, 12 mm de largura e 12 mm de altura, para garantir a não contaminação química do metal de solda pela chapa de base. Do CP da figura 15 foi retirada e descartada a superfície (de 1 a 2 mm) e retirada uma amostra para análise química. Esta amostra deve estar livre de escória, e deve estar pelo menos 10 mm acima da chapa de base, garantindo a não contaminação.

A análise química do metal de adição diluído, por sua vez, foi realizada a partir do corpo de prova de macrografia. Foram feitas duas medições, sendo uma na raiz e uma a 2 mm de cada face, como mostra a figura 16.

Todas as análises químicas foram realizadas no laboratório químico da TenarisConfab. O aparelho usado foi da marca Thermo, modelo ARL 3460. Os resultados estão na seção 4.1.

Figura 15 – Corpo de prova para análise química do metal de adição não diluído, preparado conforme ASME/AWS SFA 5.29 (2005).

Figura 16 – Locais de análise química do metal de adição diluído.

3.6. ENSAIOS MECÂNICOS

Os ensaios mecânicos realizados foram: dobramento, tração, dureza Vickers HV5 e impacto Charpy-V.

Todos os testes foram realizados no Laboratório da TenarisConfab, baseando-se na norma da Petrobras N-1852 (2006).

As 3 partes da junta soldada, PARTE 1 (como soldada), PARTE 2 (tratada a 585 °C) e PARTE 3 (tratada a 650 °C) foram cortadas numa serra de fita para preparação dos corpos de prova.

A figura 17, retirada da norma N-1852 (2006), representa uma das três partes da junta, mostrando as posições de retiradas dos CPs.

Como o teste de dobramento tem apenas a finalidade de avaliar a integridade da solda, foi considerada desnecessária sua repetição na PARTE 3 (tratada a 650 °C).

Figura 17 – Posição de retirada dos corpos de prova para ensaios mecânicos e macrografia (N-1852, 2006).

3.6.1. Ensaios de Tração

Em um ensaio de tração, um corpo de prova é submetido a um esforço uniaxial que tende a alongá-lo ou esticá-lo até à ruptura. Geralmente o ensaio é realizado num corpo de prova de formas e dimensões padronizadas, para que os resultados obtidos possam ser comparados ou, se necessário, reproduzidos. Este corpo de prova é fixado numa máquina de ensaios que aplica esforços crescentes na sua direção axial, sendo medidas as deformações correspondentes. Os esforços ou cargas são medidas na própria máquina, e, normalmente, o ensaio ocorre até a ruptura do material.

Em juntas soldadas podem ser retirados corpos de prova de tração transversais ou longitudinais à solda. De acordo com Mathers (2004), para qualificação de soldagem de juntas de topo geralmente o teste de tração é realizado com o corpo de prova transversal à solda, como mostra a figura 18.

Figura 18 – Corpo de prova para ensaio de tração transversal à solda (MATHERS, 2004).

Para o presente trabalho foram retirados 2 CPs transversais à solda em cada condição (como soldado, tratado a 585 °C e tratado a 650 °C), conforme requerido pela norma N-1852 (2006), em um total de 6 CPs. Os CPs foram preparados de acordo com a norma AWS D1.1 (2004). As dimensões dos corpos de prova foram: 60 mm (espessura da junta) x 20 mm. O ensaio foi conduzido conforme ASTM A-370 (2002) e o critério de aceitação conforme norma AWS D1.1 (2004).

A figura 19 mostra a máquina de ensaio de tração, que é a mesma do ensaio de dobramento. Trata-se de uma máquina de tração e dobramento da marca MFL Systeme, modelo UPD 100.

Figura 19 – Máquina de ensaio de tração e dobramento.

3.6.2. Ensaio de Dobramento Guiado

O ensaio de dobramento guiado é usado para avaliar a qualidade de uma junta soldada em função da sua ductilidade, ou seja, capacidade de resistir à fratura durante dobramento. (ASTM E 190, 1992). Neste teste podem ser detectados defeitos como falta de fusão e trincas.

A confecção dos corpos de prova, a condução dos ensaios e o critério de aceitação estão de acordo com a AWS D1.1 (2004). Foram ensaiados 4 corpos de prova na condição como soldado e 4 CPs tratados termicamente a 585 °C, totalizando 8 CPs. Como este teste tem apenas a finalidade de avaliar a integridade da solda, foi considerada desnecessária a repetição para a junta tratada termicamente a 650 °C.

O teste realizado foi do tipo dobramento lateral, sendo os ensaios realizados à temperatura ambiente e com uso de um cutelo com diâmetro do pino de 38,1mm. A máquina de ensaio foi a mesma usada nos ensaios de tração.

3.6.3. Ensaios de Dureza

Uma maneira de avaliar a dureza de um material é verificar a capacidade de um material penetrar o outro. Na engenharia e na metalurgia utiliza-se o chamado Ensaio de Penetração para a medição da dureza.

No presente trabalho o ensaio de dureza foi realizado nos CPs previamente preparados para o exame macrográfico, conforme especifica a norma N-1852 (2006). O método usado foi o Método Vickers, com carga de 50 N (HV5). O ensaio foi conduzido conforme ASTM E-92 (1992).

Foi avaliada a dureza do metal de base (MB), da zona termicamente afetada (ZTA) e do metal de solda (MS).

As impressões foram feitas ao longo de linhas distando 1 mm das superfícies do material. Na ZTA foram feitas impressões a cada 0,5 mm, começando o mais próximo possível da linha de fusão. No metal de base e metal de solda foram feitas 6 impressões ao longo das linhas, conforme a figura 20, retirada da N-1852 (2006).

Figura 20 – Localização das impressões de dureza (N-1852, 2006).

A figura 21 mostra a realização do ensaio de dureza na TenarisConfab. O equipamento utilizado foi uma máquina de dureza digital da marca Wilson Mechanical Instrument Co. Inc., modelo Testor 930.

Figura 21 – Realização do ensaio de dureza Vickers.

3.6.4. Ensaio de Impacto Charpy-V

O ensaio de impacto consiste em medir a quantidade de energia absorvida por uma amostra do material, quando submetida à ação de um esforço de choque de valor conhecido.

A tenacidade de uma solda depende de várias características do material depositado, incluindo, conforme Modenesi (2004, p.32), “[...] composição química, tamanho de grão, tipos de constituintes e suas quantidades relativas, quantidade, tamanho e composição das inclusões não metálicas e a ocorrência de fenômenos de precipitação.”

“Embora apresente algumas limitações importantes, o método mais utilizado industrialmente para se estimar a tenacidade é o ensaio Charpy.” (MODENESI, 2004, p.32).

“O ensaio de impacto Charpy-V está relacionado com o comportamento do material sujeito a carregamento dinâmico (altas taxas de carregamento) e a um estado triaxial de tensões associado a um entalhe em V.” (FORTES, 2004b, p.47)

Para o presente trabalho os corpos de prova foram confeccionados de acordo com a norma ASTM A-370 (2002), entalhe em V, tipo A. A figura 22 mostra o tipo de CP e suas dimensões em milímetros.

Figura 22 - Croqui do CP Charpy-V tipo A - dimensões em milímetros (ASTM A-370, 2002).

A figura 23 mostra o local de retirada dos corpos de impacto, conforme N-1852 (2006), e a figura 24 mostra a posição do entalhe, conforme N-1859 (1996).

Figura 23 – Posição de retirada dos CPs de ensaio de impacto (N-1852, 2006): (a) metal de solda raiz e 2mm da face; (b) linha de fusão; (c) 2mm da linha de fusão e (d) 5mm da linha de fusão.

Figura 24 – Posição do entalhe dos corpos de prova Charpy, dimensões em milímetro (N-1859, 1996).

A tabela 6 faz uma correlação entre posição de retirada e quantidade de corpos de prova.

Tabela 6 - Relação dos corpos de prova Charpy.

<i>Condição</i>	<i>Posição</i>	<i>Quantidade</i>
Como Soldado	2mm da face, metal de solda	12
	2mm da face, linha de fusão	3
	2mm da face, 3mm da linha de fusão	3
	2mm da face, 5mm da linha de fusão	3
	Solda raiz	12
Como Tratado a 585 °C	2mm da face, metal de solda	12
	2mm da face, linha de fusão	3
	2mm da face, 3mm da linha de fusão	3
	2mm da face, 5mm da linha de fusão	3
	Solda raiz	12
Como Tratado a 650 °C	2mm da face, metal de solda	3
	2mm da face, linha de fusão	3
	2mm da face, 3mm da linha de fusão	3
	2mm da face, 5mm da linha de fusão	3
	Solda raiz	6

Nota-se na tabela 6 que na condição “Como Tratado a 650°C” (PARTE 3) foi retirada uma quantidade menor de corpos de prova Charpy-V. Isso se dá pelo fato de que no início deste trabalho seriam avaliadas apenas as condições “Como Soldado” e “Como Tratado a 585°C”. Porém, para o estudo ficar mais completo, decidiu-se realizar tratamento térmico numa parte da junta que “sobrou” sem tratamento térmico, com o mesmo tempo de patamar, taxa de aquecimento e de resfriamento, alterando apenas a temperatura de 585 °C para 650 °C, tornando possível a avaliação da influência da temperatura na queda da tenacidade. A parte da junta soldada que “sobrou” sem tratamento térmico tinha dimensões inferiores às ensaiadas anteriormente. Por esse motivo, foi confeccionado um número reduzido de corpos de prova Charpy-V.

Conforme N-1852 (2006), a temperatura do ensaio de impacto deve ser 40 °C abaixo da temperatura de projeto, ou seja, $T_c = T_p - 40\text{ °C}$, onde:

$T_c \rightarrow$ Temperatura do ensaio de impacto Charpy;

$T_p \rightarrow$ Temperatura de projeto.

A temperatura de projeto considerada neste trabalho foi de 10 °C. Assim, a temperatura de ensaio de impacto Charpy foi de -30 °C.

O valor médio da energia absorvida pelos 3 corpos de prova de cada um dos conjuntos não deve ser inferior ao requisito de energia absorvida para o metal base, selecionado segundo o limite de escoamento nominal de projeto, conforme a norma N-1678 (1999). A tabela 7 mostra a energia de impacto mínima exigida para a junta. É importante ressaltar que, conforme a N-1852 (2006), nenhum dos corpos de prova pode apresentar energia absorvida inferior a 75% do valor requerido para média. Este parâmetro é chamado de Valor Individual.

Tabela 7 – Critério de aceitação de resistência ao impacto.

<i>Temperatura de ensaio (Tc) [°C]</i>	<i>Média [J]</i>	<i>Individual [J]</i>
-30	50	38

A figura 25 mostra a realização do ensaio de impacto. O equipamento utilizado foi uma máquina para ensaio Charpy da marca AMSLER, modelo D-6700.

Figura 25 – Realização do ensaio de impacto Charpy-V: (a) corpos de prova resfriados à temperatura de -30 °C, (b) realização do ensaio.

Após ensaio de impacto realizou-se quantificação das zonas colunar e reauecida na região do entalhe de corpos de prova Charpy-V, com o objetivo de avaliar sua influência na energia absorvida.

Para cada condição (como soldado e tratado termicamente a 585°C) foram analisados 5 corpos de prova, dentre eles os que apresentaram maior e menor energia absorvida.

Para contrastar as zonas reaquecida e colunar, a superfície lateral dos CPs Charpy, transversais à solda, foram lixadas, polidas e atacadas com nital 5%.

Os CPs atacados foram observados num microscópio da marca OLYMPUS, modelo SZ11, e lente 73AL05X, com aumento de 5 vezes. Foi utilizada uma escala graduada para medir a quantidade de zona colunar e reaquecida na ponta do entalhe.

O resultado da quantificação está apresentado na seção 4.2.4.

3.7. MACROGRAFIAS

Foram realizadas análises macrográficas da junta soldada para cada condição, ou seja, como soldada, tratada termicamente a 585 °C e tratada termicamente a 650 °C.

As macrografias foram realizadas conforme N-1852 (2006). De acordo com a referida norma, os CPs devem ser preparados de acordo com o procedimento do código ASME IX (2005), QW 470 e QW 471, sendo que a macrografia deve mostrar claramente a zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA).

Os CPs preparados para análise macrográfica sofreram lixamento, polimento e ataque químico, como segue:

- a) Lixamento: as amostras foram lixadas utilizando lixas de diferentes granulometrias, na seguinte ordem: 220, 400, 600, 1000 e 1200. As amostras sofreram rotação de 90 graus a cada mudança de lixa. O equipamento usado foi da marca Prazis, modelo APV-V;
- b) Polimento: após lixamento as amostras foram polidas usando pasta de diamante de 3 µm e 1 µm, respectivamente. O equipamento usado foi da marca Prazis, modelo APV-V;
- c) Ataque químico: com as amostras devidamente polidas, foi realizado ataque químico com o reagente Nital 2% (2 ml de ácido nítrico para 100ml de álcool etílico).

Os exames das seções foram feitos com aumento de 5 vezes e foram obtidas macrografia em escala 1:1. O ensaio deve atender os limites de aceitação de discontinuidades estabelecidos na norma AWS D 1.1 (2004), ou seja, a geometria da solda deve estar de acordo com o especificado e não deve apresentar defeitos como trinca, falta de fusão e mordedura, dentre outros.

3.8. ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS

Foi determinada a porcentagem em área de fratura dúctil na superfície de fratura dos corpos de prova de impacto Charpy-V (macrofractografia). A porcentagem de fratura dúctil pode ser facilmente calculada medindo-se os parâmetros A e B (figura 26) e utilizando-se tabelas da norma ASTM E-23 (2003).

A figura 26, retirada da ASTM E-23 (2003), mostra duas regiões bem distintas da fratura de um corpo de prova Charpy. A região externa corresponde à área de cisalhamento (região fibrosa), e a interna à área de clivagem (região brilhante).

Figura 26 - Aparência da fratura dos CPs Charpy (ASTM E-23, 2003).

A análise da aparência da fratura foi realizada na TenarisConfab, com auxílio de um microscópio da marca OLYMPUS, modelo SZ11, e lente 73AL05X, como mostra a figura 27.

Figura 27 – Análise da aparência da fratura.

Não foi possível avaliar a porcentagem de fratura dúctil nos corpos de prova da região do metal base e alguns da linha de fusão, pois estes não se romperam completamente, como mostra a figura 28.

Figura 28 – Alguns corpos de prova Charpy que não romperam no impacto.

Adicionalmente foi realizada análise microfractográfica na região frágil da superfície fraturada dos corpos de prova Charpy, por intermédio de microscopia eletrônica de varredura. O objetivo desta análise foi verificar os mecanismos de fratura atuantes, bem como a influência do TTAT nestes.

3.9. MICROGRAFIAS

As micrografias foram obtidas por intermédio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Para análise foram preparadas amostras a partir dos corpos de prova Charpy ensaiados. As regiões analisadas foram as faces opostas ao entalhe dos corpos de prova Charpy, como mostra a figura 29. Estas faces são transversais ao cordão de solda, o que possibilitou a análise de zonas reaquecidas e colunares.

Figura 29 – Região de análise micrográfica.

3.9.1. Microscopia Óptica

Para análise por microscopia óptica as amostras foram preparadas conforme a seguinte sequência:

- a) Seccionamento: a parte da solda dos CPs Charpy rompidos foram cortadas numa serra de disco, marca Aratec, modelo COR-100, devidamente refrigerada para evitar transformações metalúrgicas devido a altas temperaturas;
- b) Embutimento: após o corte, a região da solda foi embutida em baquelite num equipamento da marca Buehler, para facilitar o manuseio das amostras;

- c) Lixamento: as amostras embutidas foram lixadas utilizando diferentes granulometrias, na seguinte ordem: 220, 400 e 600. As amostras sofreram rotação de 90 graus a cada mudança de lixa. O equipamento usado foi da marca Prazis, modelo APV-V;
- d) Polimento: após lixamento as amostras foram polidas usando pasta de diamante de 3 μm e 1 μm , respectivamente. O equipamento usado foi da marca Prazis, modelo APV-V.

Nas amostras devidamente polidas foi realizado ataque químico com dois diferentes reagentes: Nital 3% e Picral 2,5%.

O objetivo do ataque com Nital é revelar a microestrutura. Após ataque com Nital foi realizada análise qualitativa da microestrutura, seguindo orientação do IIW (1988).

O ataque com Picral, por sua vez, tem o objetivo de realçar os precipitados. Foram analisados vários campos dentro de cada amostra do metal de solda, e os resultados foram comparados para cada condição (como soldado, TTAT a 585 °C e a 650 °C).

O equipamento usado em ambas análises foi o microscópio óptico da marca Leitz, modelo MTR 27, e a câmera marca PixeLink, modelo PL-A662.

3.9.2. Microscopia Eletrônica de Varredura

As amostras preparadas para análise por microscopia eletrônica de varredura sofreram a mesma seqüência de preparação para microscopia óptica, exceto a etapa de embutimento. As amostras foram analisadas no laboratório da TenarisConfab, usando um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca JEOL, modelo JMS 6360.

Foram analisados vários campos de cada amostra, ou seja, como soldado, tratado a 585°C e a 650°C, com o objetivo de identificar diferenças microestruturais em cada condição. Além disso, foi realizada espectroscopia por energia dispersiva (EDS) das partículas observadas com o objetivo de identificar os elementos químicos que constituem os precipitados.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Com o intuito de facilitar a exposição dos resultados obtidos, a seguinte terminologia foi utilizada para identificar as regiões e as diferentes condições de TTAT estudadas:

- MB – Metal de Base;
- MS – Metal de Solda ou Metal de Adição ou Metal Depositado;
- LF – Linha de fusão;
- ZTA – Zona Termicamente Afetada;
- CS – Refere-se ao material na condição como soldado, ou seja, que não sofreu tratamento térmico de alívio de tensões;
- CT (585) – Refere-se ao material que sofreu tratamento térmico de alívio de tensões na temperatura de 585 °C;
- CT (650) – Refere-se ao material que sofreu tratamento térmico de alívio de tensões na temperatura de 650 °C;

4.1. *ANÁLISE QUÍMICA DO METAL DE SOLDA*

A análise química do metal de solda foi realizada conforme descrito na seção 3.5. Na tabela 8 pode-se fazer uma comparação entre a composição química do metal de adição especificada pela norma ASME / AWS SFA 5.29 (2005), a composição química média encontrada no metal de adição não diluído, conforme ASME / AWS SFA 5.29 (2005), a composição química do metal de base, conforme certificado emitido pelo fornecedor, e a composição química do metal de adição diluído, sendo este último na raiz e a 2 mm da face.

Tabela 8 - Análise química do metal de solda e metal de base.

<i>Elemento</i>	<i>Especificado* [%]</i>	<i>Metal de adição não diluído [%]</i>	<i>Metal de adição diluído (2 mm da face) [%]</i>	<i>Metal de adição diluído (Raiz) [%]</i>	<i>Metal de base** [%]</i>
C	0,12 max.	0,03	0,05	0,05	0,055
Mn	1,50 max.	1,48	1,39	1,41	1,56
P	0,03 max.	0,009	0,011	0,011	0,010
S	0,03 max.	0,007	0,009	0,010	0,0006
Si	0,80 max.	0,41	0,39	0,40	0,299
Ni	0,80-1.10	0,90	0,84	0,78	0,228
Cr	0,15 max.	0,026	0,028	0,027	0,033
Mo	0,35 max.	0,007	0,006	0,007	0,009
V	0,05 max.	0,027	0,023	0,023	0,002
N	-	-	0,0058	0,0048	0,0037
Al	-	-	0,011	0,012	0,038
Ti	-	-	0,065	0,075	0,008
Cu	-	-	0,024	0,023	0,018
Nb	-	-	0,017	0,017	0,021
B	-	-	0,0072	0,0067	-
Ca	-	-	0,0009	0,0014	-

* Conforme ASME / AWS SFA 5.29 (2005).

** Conforme certificado do fornecedor (análise de panela).

Pode-se observar na tabela 8 que, de uma forma geral, as composições químicas do metal de adição diluído e do não diluído são bem próximas. Apenas os teores de níquel e vanádio estão consideravelmente diferentes. Esta diferença é coerente, já que os teores destes elementos químicos do metal de base e metal de solda são razoavelmente diferentes, possibilitando a ocorrência de diluição.

Pode-se observar também que a composição química do material de adição não diluído está em conformidade com a especificada pela norma AWS D1.1 (2004), ou seja, o material está aprovado por esta norma.

Apesar da quantidade de níquel (0,78%) na raiz estar fora do especificado (0,80% a 1,10%) pela norma AWS D1.1 (2004), este resultado não reprova o material, pois a norma requer análise química apenas do metal de adição não diluído.

O nióbio e o vanádio são fortes formadores de carbonetos. A presença destes elementos no metal de solda promove grande probabilidade de ocorrência de precipitação de carbonetos e carbonitretos durante o TTAT, o que pode ocasionar queda nas propriedades mecânicas, principalmente queda de tenacidade ao impacto.

4.2. ENSAIOS MECÂNICOS

4.2.1. Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme seção 3.6.1. Os resultados do limite de resistência à tração estão apresentados na tabela 9, onde T1 e T2 correspondem ao primeiro e segundo corpo de prova ensaiado, respectivamente.

Tabela 9 – Limite de resistência à tração da junta soldada.

CP nº	Dimensões		Área	Carga	Tensão	Local da Ruptura
	a [mm]	b [mm]	[mm ²]	LR [kgf]	LR MPa	
T1 - CS	20,30	60,16	1221,2	71206	572	Metal base
T2 - CS	20,12	60,08	1208,8	71344	579	Metal base
T1 – CT (585)	20,23	60,03	1214,4	68413	552	Metal base
T2 – CT (585)	19,05	59,83	1139,8	63171	544	Metal base
T1 – CT (650)	20,35	60,12	1223,4	62963	505	Metal base
T2 – CT (650)	20,09	60,11	1207,6	62958	511	Metal base

Os valores de limite de resistência médios, de acordo com os valores apresentados na tabela 9, foram plotados no gráfico da figura 30.

Figura 30 – Limite de resistência à tração da junta soldada.

Analisando a figura 30 pode-se observar que o limite de resistência à tração médio da junta soldada diminuiu aproximadamente 4% após TTAT a 585 °C, variando de 576 para 548 MPa, e aproximadamente 12% após TTAT a 650 °C, variando de 576 para 508 MPa.

Acredita-se que a queda de resistência à tração é consequência da relaxação de tensões internas (recuperação da estrutura) e redução da densidade de discordâncias das juntas soldadas, principalmente do metal de base, durante o TTAT. Caso ocorra precipitação de elementos que estavam em solução sólida antes do TTAT, dependendo do tamanho e distribuição dos precipitados, este fenômeno também pode ter sua parcela de responsabilidade na queda da resistência à tração.

Mesmo com a queda, a resistência à tração da junta está dentro do especificado pela norma AWS D1.1 (2004). De acordo com a referida norma, a resistência da junta soldada deve estar na mesma faixa especificada para o metal de base, ou seja, de 460 a 620 MPa.

É importante ressaltar que este ensaio, que foi realizado conforme norma Petrobras N-1852 (2006), não avalia a resistência mecânica da solda individualmente, mas da junta soldada como um todo.

Ao realizar o ensaio de tração de um corpo de prova transversal, tensiona-se simultaneamente pelo menos três materiais de propriedades diferentes (metal de base, ZTA e metal de solda) (MATHERS, 2004). Os valores obtidos no ensaio não representam as propriedades de nenhum dos materiais, mas sim da junta soldada como um todo.

A figura 31 mostra um CP de tração após ensaio. A região realçada corresponde à zona fundida (solda). Pode-se observar que a ruptura ocorreu no metal de base, o mesmo ocorrendo em todos os CPs, como indicado na tabela 9.

Figura 31 - CP de tração após ensaio.

4.2.2. Ensaios de Dobramento Guiado

Os ensaios de dobramento guiado lateral foram realizados conforme seção 3.6.2.

O resultado foi 100% aprovado, ou seja, nenhum CP apresentou trinca, confirmando a integridade da solda.

4.2.3. Ensaios de Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados conforme a seção 3.6.3. Os resultados no metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda (MS) estão apresentados nas Tabelas 10, 11 e 12, respectivamente, onde A e B são as linhas de impressão de dureza, conforme figura 20.

Tabela 10 - Resultados dos ensaios de dureza (HV5) no metal de base.

<i>Linha</i>	<i>Metal de base</i>						<i>Média</i>	<i>Desvio Padrão</i>
A-CS	175	180	176	166	172	165	172	6
B-CS	171	178	180	158	155	154	166	12
A-CT (585)	156	157	157	152	153	153	155	2
B-CT (585)	148	157	154	155	155	152	154	3
A-CT (650)	153	146	154	139	141	141	146	7
B-CT (650)	145	145	148	141	139	139	143	4

Tabela 11 - Resultados dos ensaios de dureza (HV5) na ZTA.

<i>Linha</i>	<i>Zona termicamente afetada</i>						<i>Média</i>	<i>Desvio Padrão</i>
A-CS	191	204	213	234	211	198	209	15
B-CS	184	197	210	215	200	189	199	12
A-CT (585)	174	201	202	207	202	186	195	13
B-CT (585)	166	181	181	218	202	188	189	18
A-CT (650)	170	191	193	188	182	157	180	14
B-CT (650)	178	188	213	186	159	145	178	24

Tabela 12 - Resultados dos ensaios de dureza (HV5) no metal de solda.

<i>Linha</i>	<i>Metal de Solda</i>						<i>Média</i>	<i>Desvio Padrão</i>
A-CS	256	246	246	252	232	242	246	8
B-CS	253	234	238	242	250	248	244	7
A-CT (585)	237	288	216	225	212	231	225	9
B-CT (585)	239	219	223	227	231	226	228	7
A-CT (650)	230	214	236	223	230	230	227	8
B-CT (650)	233	229	227	229	219	227	227	5

Visando facilitar as análises, os resultados de dureza foram apresentados de forma gráfica na figura 32.

Figura 32 - Valores de dureza (HV5) da junta soldada.

A partir dos resultados de dureza apresentados acima são válidas as seguintes observações:

- 1) Após TTAT a dureza diminui em todas as regiões da junta soldada (MB, ZTA e MS).
- 2) Existe uma diferença de dureza entre as três regiões (MB, ZTA e MS), sendo mantida esta diferença após TTAT.

3) Destaca-se a variação da dureza na ZTA, que cresce da região próxima ao MB para a região próxima ao MS.

Para facilitar a análise da dureza no metal de solda, região de maior interesse neste trabalho, são apresentados, na figura 33, os valores médios de dureza nesta região, na forma gráfica.

Figura 33 – Gráfico da dureza do metal de solda.

No gráfico da figura 33 observa-se claramente que ocorreu queda da dureza média do metal de solda após TTAT de quase 8%, aproximadamente, tanto para a temperatura de 585°C quanto para a de 650 °C.

A queda da dureza está coerente com o observado por vários autores, como Costa (1993) e Evans (1986), como o efeito de TTAT sobre o metal de solda ferrítico.

Todos os autores afirmam que esta redução nos valores de dureza se deve ao processo de alívio de tensões da microestrutura do metal de solda, em função do TTAT aplicado, provocando um alívio de tensões e tornando-o mais dúctil.

Outro fenômeno que pode ser responsável pela queda da dureza é a precipitação, fenômeno comum de acontecer em aços ferríticos ligados que sofrem TTAT. A queda da dureza ocorre porque os elementos químicos que estavam em solução sólida precipitam, deixando a matriz ferrítica mais dúctil, ou seja, com menor dureza. O fenômeno de precipitação pode também aumentar a dureza do material, dependendo, dentre outras coisas, do tamanho e distribuição dos precipitados.

Pode-se observar também no gráfico da figura 33 a ocorrência de uma dispersão nos resultados de dureza, calculada como o desvio padrão dos resultados. Esse espalhamento dos

resultados pode ser explicado em função da natureza heterogênea da microestrutura, comum em metais de solda, como destacado por Costa (1993).

4.2.4. Ensaios de Impacto Charpy-V

Os ensaios de impacto foram realizados conforme seção 3.6.4. As Tabelas 13, 14 e 15 mostram os resultados obtidos.

Tabela 13 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição “Como Soldado”.

	COMO SOLDADO												MÉDIA	Desvio Padrão
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	CP6	CP7	CP8	CP9	CP10	CP11	CP12		
SOLDA RAIZ	106	73	75	58	29	22	44	67	60	52	72	104	64	26
SOLDA 2mm DA FACE	72	33	71	32	38	40	86	100	60	41	75	28	56	24
LF	69	152	166	-	-	-	-	-	-	-	-	-	129	52
LF+2mm	282	284	282	-	-	-	-	-	-	-	-	-	283	1
LF+5mm	283	283	282	-	-	-	-	-	-	-	-	-	283	1

Tabela 14 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição “Como Tratado a 585 °C”.

	COMO TRATADO (585°C)												MÉDIA	Desvio Padrão
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	CP6	CP7	CP8	CP9	CP10	CP11	CP12		
SOLDA RAIZ	12	50	30	28	39	22	27	36	16	14	19	21	26	11
SOLDA 2mm DA FACE	40	21	34	14	40	18	30	35	18	13	36	38	28	10
LF	284	283	58	-	-	-	-	-	-	-	-	-	208	130
LF+2mm	282	284	284	-	-	-	-	-	-	-	-	-	283	1
LF+5mm	284	281	282	-	-	-	-	-	-	-	-	-	282	2

Tabela 15 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Joules) na condição “Como Tratado a 650 °C”.

	COMO TRATADO (650°C)							Desvio Padrão
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	CP6	MÉDIA	
SOLDA RAIZ	10	12	20	10	13	8	12	4
SOLDA 2mm DA FACE	23	17	19	-	-	-	20	3
LF	193	192	200	-	-	-	195	4
LF+2mm	282	280	282	-	-	-	281	1
LF+5mm	281	278	280	-	-	-	280	2

Para facilitar a análise, os valores médios obtidos nos ensaios de impacto, apresentados nas Tabelas 13, 14 e 15, foram plotados no gráfico da figura 34.

Figura 34 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V.

O gráfico da figura 34 permite observar as seguintes características:

- 1) A tenacidade média da ZTA (LF+2mm) e metal de base (LF+5mm) não foi influenciada pelo TTAT;
- 2) A tenacidade na Linha de Fusão (LF) aumentou após TTAT;
- 3) A quantidade média de energia absorvida pelo metal de solda diminuiu significativamente após TTAT.

Provavelmente, os resultados obtidos para LF não foram influencia do TTAT, e sim da posição de retirada dos CPs, que pode englobar diferentes proporções da ZTA e do metal de solda, influenciando fortemente o resultado do teste. Esta hipótese é reforçada observando-se que o desvio padrão da ZTA, como apresentado nas Tabelas 13 e 14, é muito mais alto que no metal base (LF+2mm e LF+5mm) e zona fundida (solda).

Para facilitar a análise do metal de solda, região de maior interesse neste trabalho, as energias absorvidas nos ensaios de impacto foram plotadas no gráfico da figura 35.

Figura 35 - Resultado do ensaio de impacto Charpy-V no metal de solda.

Analisando os resultados obtidos nos ensaios de impacto do metal de solda (figura 35) pode-se destacar que:

1) Ocorreu decréscimo significativo do valor médio de energia absorvida após TTAT, tanto para o tratamento realizado a 585 °C como a 650 °C. Este resultado é coerente com o observado por vários autores, como Costa (1993), Evans (1993), Welding Company Kobe Steel (2003a) e Widgery (1997) para o efeito do TTAT sobre o metal de solda microligado.

Uma tentativa de explicar a queda da tenacidade foi realizada por Thomas (1977 apud COSTA, 1993, p.14), que concluiu que certos elementos como B, Nb, Mo, Ti e V, quando presentes no metal de solda, podem precipitar em finas dispersões de carbonetos, carbonitretos ou compostos intermetálicos quando reaquecidos em temperaturas na faixa de 482 a 704 °C, e que estas precipitações podem reduzir a tenacidade. Entrekina (1983 apud COSTA, 1993, p.14) também observou que estes elementos normalmente se combinam e produzem um efeito deletério na tenacidade do metal de solda.

THOMAS JR., R. D. Submerged Arc Welding of HSLA Steels. **Metal Progress**, V. 111, n. 4, 1977.

ENTREKIN JR., C. H. Effect of Stress Relief on the Microstructure and Properties of C-Mn Al-Weld Metal Deposits. **Welding Journal**. 1983.

Evans (1993) observou precipitação de carbonetos em metais de solda ferríticos após TTAT, principalmente nos contornos de grão, e de forma mais evidente à medida que se eleva o teor de vanádio. Para Vieira (2006), o mesmo fenômeno é observado quando se aumenta individualmente a concentração de nióbio.

Costa (1993) verificou, usando ataque de picral e análise em MEV, uma maior precipitação e engrossamento de carbonetos nos contornos da matriz ferrítica após aplicação de TTAT, e relacionou esta variação microestrutural com o decréscimo da tenacidade verificado. Além disso, o autor observou um pequeno aumento do teor de constituintes A-M após a aplicação de TTAT, mas não considerou o percentual encontrado suficiente para afetar a tenacidade.

Para Welding Company Kobe Steel (2003a) e Widgery (1997) a diminuição da tenacidade ao impacto de soldas com arame tubular rutílico, material estudado no presente trabalho, pode ser explicada por intermédio de dois tipos de fragilização encontrados no metal de solda após TTAT. O primeiro fenômeno seria a fragilização devido a segregação de impurezas, tal como fósforo, para os contornos de grão durante resfriamento lento na faixa crítica de temperatura, tipicamente próximo a 450 °C, fragilizando a solda; e o segundo fenômeno seria o de fragilização pela precipitação de carbonetos. Costa (1993) acredita que o decréscimo da tenacidade encontrada em seu estudo pode ser explicado pelos dois fenômenos citados acima.

Para Widgery (1997), a melhor saída para se conseguir arames tubulares para tratamento térmico de alívio de tensões é manter o limite de resistência à tração próximo do mínimo exigido, considerando que a resistência seja promovida por precipitação. A redução do nióbio e do vanádio, sem que nada mais seja alterado, já seria responsável por reduzir o limite de resistência e conseqüentemente aumentar a tenacidade. Entretanto, os valores de C, Ni, Si e Mn também afetam fortemente os valores de limite de resistência à tração e dessa forma devem ser bem controlados.

2) A quantidade de energia absorvida foi influenciada pela temperatura de tratamento térmico. Nos resultados apresentados pode-se observar que aumentando a temperatura de TTAT de 585 °C para 650 °C, a quantidade de energia absorvida diminui.

Este resultado está coerente com o encontrado por Stout (1985), que observou que o efeito do TTAT na tenacidade ao impacto Charpy varia consideravelmente de acordo com vários fatores, dentre eles, temperatura de TTAT.

Existem duas prováveis razões para diminuição da energia absorvida com o aumento da temperatura de TTAT. Uma delas seria o surgimento de uma quantidade maior de precipitados, e a outra seria o crescimento dos precipitados, sendo que ambos aumentariam a fragilidade da região, por se tratarem de partículas frágeis.

3) Além da queda da tenacidade ao impacto após TTAT, é possível observar considerável dispersão dos resultados na condição Como Soldada e Como Tratada a 585 °C.

Fortes (2004b) e Stout (1985) concordam quando falam que uma das características do ensaio de impacto Charpy é a dispersão dos resultados. Costa (1993) atribui esta dispersão à heterogeneidade microestrutural de metais de solda.

Paranhos; Rosenthal; Bott (2006) observaram que, no metal de solda obtido por arco submerso com fluxo básico, a energia absorvida no teste de impacto é dependente da fração de região reaquecida no entalhe do CP. Em seus estudos, estes pesquisadores observaram maior energia absorvida quanto maior fosse a fração de zona reaquecida. Assim sendo, concluíram que as regiões reaquecidas de metais de solda com arco submerso aumentam a tenacidade do metal de solda.

Por outro lado, Svoboda et al. [2004] mostram em seus experimentos que, para metais de solda de arame tubular rutílico, quanto maior a fração de região reaquecida na região do entalhe do CP Charpy-V, menor será a energia absorvida no ensaio de impacto.

Com o objetivo de explicar a variabilidade dos resultados encontrada no presente trabalho, foi realizada quantificação das zonas colunar e reaquecida na região do entalhe dos corpos de prova Charpy, conforme descrito na seção 3.6.4. Os resultados estão apresentados na tabela 16.

Tabela 16 – Resultado da quantificação de zonas colunar e reaquecida.

COMO SOLDADO						TRATADO TERMICAMENTE A 585 °C					
<i>SOLDA</i>						<i>SOLDA</i>					
<i>RAIZ</i>	<i>CP6</i>	<i>CP7</i>	<i>CP9</i>	<i>CP8</i>	<i>CP12</i>	<i>RAIZ</i>	<i>CP10</i>	<i>CP11</i>	<i>CP12</i>	<i>CP8</i>	<i>CP2</i>
energia						energia					
absorvida [J]	22	44	60	67	104	absorvida [J]	14	19	21	36	50
% zona						% zona					
reaquecida	60	50	40	45	40	reaquecida	50	45	50	45	40
<i>SOLDA</i>						<i>SOLDA</i>					
<i>2mm FACE</i>	<i>CP12</i>	<i>CP4</i>	<i>CP2</i>	<i>CP6</i>	<i>CP8</i>	<i>2mm FACE</i>	<i>CP12</i>	<i>CP4</i>	<i>CP2</i>	<i>CP6</i>	<i>CP8</i>
energia						energia					
absorvida [J]	28	32	33	40	100	absorvida [J]	13	18	36	38	40
% zona						% zona					
reaquecida	55	55	55	50	45	reaquecida	45	45	40	40	45

Na tabela 16, analisando os CPs com menores e maiores energias absorvidas, na condição Como Soldado, na solda raiz o CP que absorveu 22J de energia possui 60% de zona reaquecida, e o que absorveu 104J, possui apenas 35% de zona reaquecida. Na solda a 2mm da face, o CP que absorveu 33J possui 65% de zona reaquecida, e o que absorveu 100J possui 45% de zona reaquecida. O resultado se repete na condição Como Tratado a 585 °C. Na solda raiz, o CP que absorveu 14J de energia possui 50% de zona reaquecida, e o que absorveu 50J, possui apenas 40% de zona reaquecida. Nos CPs retirados a 2mm da face, o CP que absorveu 13J possui 40% de zona reaquecida, e o que absorveu 40J possui 35% de zona reaquecida.

Para facilitar a análise da quantificação de zona reaquecida nos CPs Charpy os resultados foram plotados nos gráficos das figuras 36 e 37. Nestes gráficos fica clara a tendência para quanto maior a porcentagem de zona reaquecida na região do entalhe dos CPs Charpy, menor é a energia absorvida. Esta tendência é coerente com o encontrado por Svoboda et al. [2004].

Figura 36 – Fração de zona reaquecida versus energia absorvida nos ensaios de impacto Charpy - material como soldado.

Figura 37 - Fração de zona reaquecida versus energia absorvida nos ensaios de impacto Charpy - material tratado termicamente a 585°C.

Outro fato que pode ocasionar dispersão dos resultados de energia absorvida em ensaios Charpy-V é a temperatura de teste estar dentro da faixa de transição dúctil-frágil do material, sendo que uma pequena variação na temperatura do teste pode ocasionar uma variação significativa na energia absorvida.

Lalam; Bhadeshia; Machay (2000) afirmam que a transição da fratura dúctil-frágil em metais de solda ferríticos é dependente da temperatura. Fortes (2004b) concorda e destaca que a causa da transição do comportamento dos aços ferríticos de dúctil para frágil quando a temperatura diminui é uma mudança no modo de fratura – de cisalhamento para clivagem – por uma inibição dos micromecanismos de deformação plástica.

Nos CPs tratados termicamente a 650 °C não foi observada significativa dispersão dos resultados dos ensaios Charpy-V. Uma explicação seria a quantidade de CPs avaliados que, como mostra a tabela 6, foi menor que nas outras duas condições. Por outro lado, os valores baixos de energia absorvida apresentados pela parte da junta que sofreu TTAT a 650°C são característicos do patamar inferior da curva de transição dúctil-frágil (comportamento frágil), e este pode ter sido o motivo pelo qual não apresentaram dispersão dos resultados.

Para afirmar que a temperatura de teste está dentro da faixa de transição dúctil-frágil para o material estudado, deve ser construído uma curva de transição dúctil-frágil, o que não foi possível neste trabalho.

4.3. *MACROGRAFIA*

As macrografias foram realizadas conforme seção 3.7. Na figura 38 estão apresentadas as macrografias nas condições como soldado, como tratado a 585 °C e como tratado a 650 °C.

A junta foi aprovada no exame macrográfico, ou seja, atendeu os limites de aceitação de descontinuidades, confirmando a integridade da solda.

Figura 38 – Macrografia: (a) como soldado; (b) tratado termicamente a 585 °C; (c) tratado termicamente a 650 °C.

4.4. ANÁLISES FRACTOGRÁFICAS

As análises de aparência das fraturas (macrofractografias) foram realizadas de acordo com a norma ASTM E-23 (2003), conforme descrito na seção 3.8. As figuras 39, 40 e 41 mostram as superfícies de fratura de alguns corpos de prova Charpy-V da solda raiz, solda 2mm da superfície e linha de fusão, respectivamente. Na legenda de cada figura encontram-se a energia absorvida no ensaio de impacto e a porcentagem de fratura dúctil encontrada.

Figura 39 – Aparência da fratura – solda raiz.

Figura 40 - Aparência da fratura - solda 2mm da superfície.

Figura 41 - Aparência da fratura - linha da fusão (LF).

Pode-se observar nas figuras 39, 40 e 41 que há uma tendência para quanto menor a porcentagem de região de fratura dúctil, menor é a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V.

Adicionalmente foi realizada, por intermédio de microscopia eletrônica de varredura, uma análise microfractográfica da região central de alguns CPs selecionados de cada condição. O resultado está na figura 42.

(a)

(b)

(c)

Figura 42 - Fratura da região central do CP Charpy: (a) como soldado; (b) tratado a 585 °C; (c) tratado a 650°C. 1500X.

As fractografias da figura 42 mostram que o aspecto da fratura permaneceu o mesmo após TTAT, ou seja, predominantemente do tipo quase-clivagem, com presença de alguns *dimples*. Assim sendo, pode-se afirmar que, apesar do material estar mais frágil após TTAT, o modo de fratura não foi alterado.

Este resultado está coerente com o encontrado por Costa (1993), que analisou o tipo de fratura em um metal de solda ferrítico que sofreu diferentes quantidades de ciclos de TTAT.

Outro modo frequentemente encontrado em superfícies de fratura frágil é a separação intergranular. Este modo de fratura é normalmente associado a trincas de têmpera em aços e fraturas na região de transição de CPs Charpy de aços de baixa resistência. Entretanto, este modo também pode ser associado à presença de impurezas nos contornos de grão, ou à influência do meio, como na fragilização por hidrogênio e corrosão sob tensão (CETLIN; SILVA, 1990). Não foi identificada fratura intergranular nos CPs analisados neste trabalho.

4.5. MICROGRAFIAS

4.5.1. Microscopia Óptica

As figuras 43, 44 e 45 mostram a caracterização microestrutural da solda realizada por microscopia óptica, na condição Como Soldada, Como Tratada a 585 °C e Como Tratada a 650 °C, respectivamente, seguindo orientação do IIW (1988), como segue:

- PF: Ferrita Primária:
 - PF(G): Ferrita de contorno de grão;
 - PF(I): Ferrita poligonal intragranular.
- AF: Ferrita Acicular;
- FS: Ferrita com segunda fase:
 - FS(A): Ferrita com segunda fase alinhada;
 - FS(NA): Ferrita com segunda fase não alinhada.
- FC: Agregado ferrita-carboneto;
- M: Martensita.

As imagens correspondem à região do entalhe dos corpos de prova Charpy. O reagente químico usado, neste caso, foi Nital 3%.

Figura 43 - Como soldado: (a) e (b) região colunar; (c) e (d) região reaquescida. Ataque Nital 3%. Aumento 500X.

Figura 44 – Tratado a 585 °C: (a) e (b) região colunar; (c) e (d) região reauecida. Ataque Nital 3%. Aumento 500X.

Figura 45 – Tratado a 650 °C: (a) e (b) região colunar; (c) e (d) região reauecida. Ataque Nital 3%. Aumento 500X.

Independente da condição do CP (como soldado ou tratado termicamente nas diferentes temperaturas), na região colunar a estrutura predominante é ferrita acicular (AF). A região reauecida, por sua vez, apresentou diferentes estruturas, como ferrita acicular (AF), ferrita primária (PF), ferrita poligonal intragranular (PF(I)), ferrita de contorno de grão (PF(G)) e ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)).

Analisando as micrografias pode-se observar que não apresentam diferença significativa antes e após tratamento térmico. Este resultado já era de se esperar, pois os tratamentos térmicos foram realizados na temperatura de 585°C e 650°C, ou seja, abaixo da

temperatura de transformação Ac1. O resultado está coerente com o encontrado por Costa (1993) e Vieira (2006), e de acordo com o comentado por Fortes (2004a).

As mesmas amostras analisadas com ataque Nital foram atacadas com o reagente Picral 5%, com o objetivo de identificar possíveis precipitados. As figuras 46, 47 e 48 mostram imagens de alguns campos analisados, onde é possível notar uma maior precipitação nos contornos da matriz ferrítica após TTAT. Este resultado está coerente com o encontrado por Costa (1993), que observou maior precipitação e engrossamento de carbonetos nos contornos da matriz ferrítica após aplicação de múltiplos TTAT.

Figura 46 – Imagens de precipitados de duas diferentes regiões do material como soldado, por microscopia óptica. Ataque Picral 5%. Aumento 1000X.

Figura 47 – Imagens de precipitados de duas diferentes regiões do material tratado termicamente a 585 °C, por microscopia óptica. Ataque Picral 5%. Aumento 1000X.

Figura 48 – Imagens de precipitados de duas diferentes regiões do material tratado termicamente a 650 °C, por microscopia óptica. Ataque Picral 5%. Aumento 1000X.

4.5.2. Microscopia Eletrônica de Varredura

As amostras atacadas com o reagente Picral 5% analisadas por microscopia óptica foram também analisadas via microscopia eletrônica de varredura. As análises por MEV possibilitaram a confirmação da existência de precipitados no metal de solda. As figuras 49, 50 e 51 mostram algumas imagens dos campos analisados na condição como soldada, tratada termicamente a 585 °C e 650 °C, respectivamente.

Figura 49 – Imagens de precipitados do material como soldado, por MEV: (a) 1000X e (b) 2000X. Ataque Picral 5%.

Figura 50 – Imagens de precipitados do material tratado termicamente a 585 °C, por MEV: (a) 1000X e (b) 2000X. Ataque Picral 5%.

Figura 51 – Imagens de precipitados do material tratado termicamente a 650 °C, por MEV: (a) 1000X e (b) 2000X. Ataque Picral 5%.

Nas imagens das figuras 49, 50 e 51, igualmente às amostras analisadas no MO, fica claro o aumento da quantidade de precipitados após TTAT.

Outra observação que pode ser feita nestas imagens é que, de uma forma geral, as amostras tratadas a 650°C possuem precipitados maiores e em maior quantidade que as tratadas a 585°C.

As figuras 52, 53 e 54 mostram algumas imagens, obtidas por microscopia eletrônica de varredura, onde algumas partículas e a matriz foram analisadas semi-quantitativamente usando espectroscopia por energia dispersiva (EDS).

Em algumas partículas foi identificada presença de Nb e V. Estes elementos químicos, fortes formadores de carbonetos e carbonitretos, são considerados impurezas no rutilo, componente do fluxo do eletrodo. Em outras partículas foi identificada presença de Ti. Estas correspondem a inclusões de TiO_2 , proveniente do fluxo do metal de adição.

Figura 52 – Como Soldado: (a) imagem MEV; (b) tabela de composição química pontual (EDS). Ataque Picral 5%. Aumento 2700X.

Figura 53 – TTAT a 585 °C: (a) imagem MEV; (b) tabela de composição química pontual (EDS). Ataque Picral 5%. Aumento 2700X.

Figura 54 - TTAT a 650 °C: (a) imagem MEV; (b) tabela de composição química pontual (EDS). Ataque Picral 5%. Aumento 2700X.

Como as partículas são pequenas, boa parte do sinal de EDS é proveniente da matriz, por isso são identificados teores de Al, Ti, Mn e Fe junto com as partículas.

Como descrito anteriormente, comparando o resultado da análise de precipitados das amostras tratadas termicamente pode-se observar que, na maioria das regiões, as amostras tratadas a 650°C possuem precipitados maiores e em maior quantidade que as tratadas a 585°C. Por outro lado, como pode ser observado comparando as imagens das figuras 53 e 54, em algumas regiões observou-se o contrário, ou seja, as amostras tratadas a 585°C possuem mais precipitados que as tratadas a 650°C, porém, neste caso, os precipitados das amostras tratadas a 650°C são maiores, devido a um possível coalescimento.

4.6. AVALIAÇÃO FINAL DA INFLUÊNCIA DO TTAT SOBRE O METAL DE SOLDA

Fazendo uma análise dos resultados encontrados verificamos que o comportamento das propriedades mecânicas do metal de solda estudado com a aplicação de TTAT foi coerente com os que se encontram na literatura (COSTA, 1993; EVANS, 1993; FRADE, 2000;

VIEIRA, 2006; WELDING COMPANY KOBE STEEL, 2003a; WELDING COMPANY KOBE STEEL, 2003b; WIDGERY, 1997), principalmente em relação à tenacidade ao impacto.

Avaliando as mudanças microestruturais que ocorreram durante o TTAT verifica-se que o fenômeno de precipitação de compostos de nióbio e de vanádio provavelmente controla o processo de perda da tenacidade do metal de solda estudado. A precipitação fragiliza o metal de solda, pois estes compostos são caminhos preferenciais para propagação de trincas (COSTA, 1993).

A cinética de formação destes precipitados impede que se formem durante o resfriamento após soldagem, sendo que só se formam durante TTAT (EASTERLING, 1983 apud VEDIA; SVOBODA, 2004, p. 124).

Outro fenômeno apontado pela literatura como responsável pela queda da tenacidade após TTAT é a segregação de impurezas nos contornos de grão. As técnicas utilizadas neste trabalho não permitiriam identificação de impurezas no contorno de grão de austenita prévia. Porém, o mecanismo de fratura verificado foi fratura por quase-clivagem, ou seja, não foi identificado fratura intergranular, mesmo após TTAT, tipo de fratura característico de materiais fragilizados por segregação de impurezas, o que induz a pensar que não ocorreu este fenômeno de fragilização.

A precipitação observada após TTAT provavelmente tem sua parcela de responsabilidade também na redução dos valores de dureza e de resistência mecânica, pois promoveu uma diminuição de elementos em solução sólida.

5. CONCLUSÕES

A aplicação de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) na junta soldada promoveu um decréscimo na tenacidade ao impacto do metal de solda, sendo este comportamento creditado principalmente à precipitação nos contornos de grão. A precipitação ocorreu devido à contaminação do rutilo, componente do fluxo, com nióbio e vanádio, fortes formadores de carbonetos e carbonitretos, respectivamente.

A tenacidade ao impacto foi influenciada pela temperatura, sendo observada uma tendência de diminuição da tenacidade com o aumento da temperatura de TTAT, provavelmente resultado do aumento da quantidade e/ou tamanho dos precipitados.

A variação percentual de região colunar e refinada entre os corpos de prova possuem contribuição no espalhamento dos resultados do ensaio de impacto. Foi observada uma tendência de que quanto maior a quantidade de região reaquecida na região do entalhe menor é a energia absorvida no ensaio de impacto.

Outra propriedade que foi afetada foi a dureza, que diminuiu após aplicação do TTAT. Este comportamento é creditado principalmente à diminuição de elementos químicos em solução sólida, consequência do fenômeno de precipitação, e à relaxação de tensões da microestrutura durante TTAT. A queda da dureza não foi influenciada pela temperatura, ou seja, a dureza média encontrada foi praticamente igual nos materiais tratados termicamente a 585 °C e 650 °C.

A resistência à tração da junta soldada também diminuiu após TTAT, sendo que a maior queda foi observada nos corpos de prova tratados termicamente a 650 °C. Mesmo com a queda, a resistência da junta soldada está aprovada pela norma de fabricação e montagem de estruturas oceânicas fixas, N-1852 (2006).

Como os corpos de prova de tração foram retirados na transversal, não foi possível avaliar a influência do TTAT nesta propriedade da solda.

6. SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

- Levantar as curvas de transição Charpy-V do metal de solda como soldado e com TTAT, e com isso verificar se a temperatura de estudo corresponde à temperatura de transição, o que seria uma explicação para o espalhamento dos resultados do ensaio.
- Realizar ensaio de tração no metal de solda e verificar a influência do TTAT no limite de resistência e limite de escoamento.
- Realizar os mesmos testes em metais de solda de arame tubular básico e comparar com o resultado obtido para o arame tubular rutilico.

REFERÊNCIAS

ASTM. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **A 370**. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2002.

ASTM. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E 23**. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 1993.

ASTM. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E 92**. Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials, 1992.

ASTM. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E 190**. Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds, 1992.

WELDING HANDBOOK. **Welding Processes: Flux Cored Arc Welding**. 8. ed. Miami: American Welding Society, 1991. p. 158-190.

AWS. AMERICAN WELDING SOCIETY. **D1.1/D1.1M**. Structural Welding Code – Steel, 2004.

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

CETLIN, P. R.; SILVA, P. S. P. **Análise de Fraturas**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, [1990], 248 p.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

COSTA, H. R. M. **Avaliação do Efeito de Múltiplos Tratamentos Térmicos de Alívio de Tensão (TTAT) sobre as Propriedades Mecânicas e Microestruturas de um Metal de Solda Ferrítico**. 149 f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Metalurgia) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 1993.

EASTERLING, K. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. London: Butterworths. 1983.

ENTREKIN JR., C. H. Effect of Stress Relief on the Microstructure and Properties of C-Mn Al-Weld Metal Deposits. **Welding Journal**. 1983.

EVANS, G. M. The Effect of Vanadium on the Manganese Containing MMA Weld Deposits. **Welding International**, v. 7, n. 6, p. 438-448, 1993.

_____. The Effect of Stress Relieving on the Microstructure and Properties of C-Mn Al-weld Metal Deposits. **Welding Journal**, p. 326s-334s, 1986.

FORTES, C. **Arames Tubulares OK**. Contagem/MG: ESAB S/A Indústria e Comércio. Revisão 2004a, 101 p.

Disponível em:

http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901098rev0_ApostilaAramesTubulares.pdf

Acesso em: 07/05/2005.

_____. **Metalurgia da Soldagem**. Contagem/MG: ESAB S/A Indústria e Comércio. Revisão 2004b. 94 p.

Disponível em:

http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901102rev0_ApostilaMetalurgiaSoldagem.pdf

Acesso em: 07/05/2005;

_____. **Mecânica da Fratura**. Contagem/MG: ESAB S/A Indústria e Comércio. Revisão 2003. 74 p.

Disponível em:

<http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/ApostilaMecanicaFratura.pdf>

Acesso em: 22/08/2007

FRADE, P. R. T. **Efeito do Teor de Titânio em Propriedades Mecânicas do Metal de Solda na Soldagem Multipasse por Arco Submerso**. 54 f. Dissertação (Mestrado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – COPPE/UFRJ, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2000.

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING - IIW. **Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals**. 1988. 21 p. Doc.No.IX-1533-88, Revision 2.

JOAQUIM, R. **Processo de Soldagem por Arame Tubular**. [2006]. 23 p.

Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/download/61ddu.pdf>

Acesso em: 26/01/2006;

KIKUTA, Y.; ARAKI, T.; YONEDA, M. Effect of Microstructure on Reheated Zone Toughness of High Strength Weld Metal and Its Fractography. **J. Soc. Mater Sci. Jpn**, p. 556-561, 1980.

LALAM, S. H.; BHADSHIA, H. K. D. H.; MACKAY, D. J. C. The Charpy Impact Transition Temperature for some Ferritic Steel Welds. **Australasian Welding Journal**, v. 45, p. 33-37, 2000.

LIANQING, C.; CARVALHO, M.; PAYÃO FILHO, J. C. **Correlação entre Microestrutura e Tenacidade de Metais de Solda Depositados pelo Processo de Soldagem com Arame Tubular.** Trabalho apresentado no Congresso Regional Latino Americano de Soldagem, Rio de Janeiro, 1992.

MACHADO, I. G. **Soldagem & Técnicas Conexas: Processos.** Porto Alegre: Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC), Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS, 1996. 491 p.

MATHERS, G. **Mechanical testing** - Tensile testing Part II: Welding procedure approval for tensile testing. TWI World Centre for Materials Joining Technology. 2004.
Disponível em: http://www.twi.co.uk/j32k/protected/band_3/jk70.html
Acesso em: 21/08/2007.

MEE, V.; NEESSN, F. **Development of High Strenght Steel Consumables from Project to Product.** Netherlands: Lincoln Smitweld bv, [200-?]. 10 p.
Disponível em: www.sintef.no/units/matek/Press/12_vdMee.pdf.
Acesso em: 09/05/2006

MODENESI, P. J. **Efeitos Mecânicos do Ciclo Térmico.** Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, 2001a. 25 p.
Disponível em: <http://www.demet.ufmg.br/labs/soldagem/>
Acesso em: 19/01/2007.

_____. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis.** Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, 2004. 69 p.
Disponível em: <http://www.demet.ufmg.br/labs/soldagem/>
Acesso em: 19/01/2007.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Introdução aos Processos de Soldagem.** Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, 2006. 54 p.
Disponível em: <http://www.demet.ufmg.br/labs/soldagem/>
Acesso em: 19/01/2007.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem.** Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, 2006. 184 p.

OURO, C. R. **Introdução à Metalurgia da Soldagem.** Rio de Janeiro, 2007. 50 p. Curso de Metalurgia da Soldagem, v. 2 – Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem.

PARANHOS, R. P. R.; PÓVOA, A. A. **Aspectos de Tenacidade à Fratura, Composição Química e Microestrutura em Juntas Soldadas ao Arco Submerso.** In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM, 8., 1982, Rio de Janeiro.

PARANHOS, R. P. R. et al. Efeito da Adição de Ti na Resistência a Tração do Metal de Solda C-Mn após Tratamento Térmico de Alívio de Tensões. **Revista Soldagem & Inspeção**. v. 7, n. 1, Set. 2002, p. 14-20.

PARANHOS, R. P. R.; ROSENTHAL, R.; BOTT, I. S. Effect of Charpy V Notch Position on Impact Toughness of All Weld Metal Welds and Its Relevance with ASME Codes. **Journal of Pressure Vessel Technology**. v. 128, n. 5, p. 314-317, 2006.

PERDIGÃO, S. C. Instrução para Classificação dos Constituintes Microestruturas do Metal de Solda dos Aços Ferríticos, utilizando-se Microscopia Óptica. **Associação Brasileira de Soldagem**, n. 16, Abr./Jun. 1987. 18 p.

PETROBRAS. **N-133**: Soldagem. 2002, 48 p.

PETROBRAS. **N-1678**: Estruturas Oceânicas – Aços. 1999, 32 p.

PETROBRAS. **N-1852**: Estruturas Oceânicas – Fabricação e Montagem de Unidades Fixas. 2006, 61 p.

PETROBRAS. **N-1859**: Consumível de Soldagem com Propriedades Asseguradas. 1996, 12p.

STILL, J. R.; ROGERSON, J. H. **Metal Construction**, p. 120-123, 1980.

STOUT, R. D. Postweld Heat Treatment of Pressure Vessels. **WRC Bulletin**, 1985.

SVOBODA, H. G. et al. The Effect of Welding Procedure on ANSI/AWS A5.29-98 E81T1-Ni1 Flux Cored Arc Weld Metal Deposits. **Welding Journal**. p. 301s-307s, [2004].
Disponível em: <http://files.aws.org/wj/supplement/11-2004-svoboda-s.pdf>
Acesso em: 23/08/2007

THOMAS JR., R. D. Submerged Arc Welding of HSLA Steels. **Metal Progress**, v. 111, n. 4, 1977.

THREADGILL, P. L.; LEGGATT, R. H. **Effect of Post-weld Heat Treatment on Mechanical Properties and Residual Stress Levels of Submerged-Arc Weld in a C-Mn-Nb-Al Steel**. Welding Research Report. 1984. 253 p.

VENTRELLA, V. A. Soldagem do Aço API 5LX – Grau 70 com Arame Tubular AWS E-81T1-Ni1 e Eletrodo Revestido AWS E-8010-G. In: CONSOLDA – CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, 2004, Rio de Janeiro.
Disponível em: http://www.dem.feis.unesp.br/maprotec/publicado_2004/consolda2004.pdf
Acesso em: 06/02/2007.

VIEIRA, L. A. **Avaliação da Tenacidade após Tratamento Térmico de Alívio de Tensões em Soldas Produzidas com Arames Tubulares Rútílicos que Conttenham Níquel**. 65 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

WELDING COMPANY KOBELCO STEEL, Ltd.; Technical Report: DW-55LSR (AWS A 5.29 E81T1-K2). **Kobelco Welding Today**, v. 4, n. 2, p. 3-4, 2003a.
Disponível em: <http://www.kobelco.co.jp/english/welding/files/v4n2,3-4.pdf>
Acesso em: 16/02/2007.

WELDING COMPANY KOBELCO STEEL. Welding of “offshore” Structures Part 2: How to Select Welding Consumables. Technical Highlight. **Kobelco Welding Today**. v. 6, n. 2, 2003b. p. 3-7.

WIDGERY, D. J. Stress-relievable rutile flux-cored wires - a new approach. **Svetsaren**, n. 1-2, p. 45-48, 1997.

ZEEMANN, A. Tensões Residuais de Soldagem. **Infosolda**. 2003a. 5 p.
Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/download/50dpe.pdf>
Acesso em: 22/08/2005.

ZEEMANN, A. Diluição. **Infosolda**, 2003b. 4 p.
Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/download/50dda.pdf>
Acesso em: 17/10/2007.