



UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE  
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA  
E ENGENHARIA DE MATERIAIS



**AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE À TRINCAS A FRIO INDUZIDAS POR  
HIDROGÊNIO EM JUNTAS SOLDADAS DOS AÇOS API 5L X-80 POR MEIO  
DO TESTE DE IMPLANTE.**

Livia Neves Marques

Orientador: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel

CAMPINA GRANDE  
FEVEREIRO/2013

Lívia Neves Marques

**AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE À TRINCAS A FRIO INDUZIDAS POR  
HIDROGÊNIO EM JUNTAS SOLDADAS DOS AÇOS API 5L X-80 POR MEIO  
DO TESTE DE IMPLANTE.**

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de  
Materiais como requisito parcial à obtenção  
do título de **MESTRE EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS.**

Orientador: Profº Dr. Theophilo Moura Maciel

CAMPINA GRANDE  
FEVEREIRO/2013





FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCC

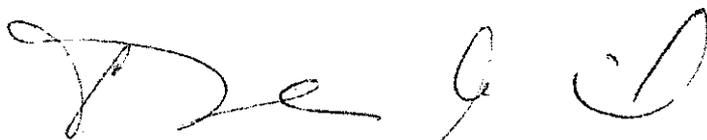
- M357a Marques, Livia Neves.  
Avaliação da susceptibilidade à trincas a frio induzidas por hidrogênio em juntas soldadas dos aços API 5L X-80 por meio do teste de implante / Livia Neves Marques. – Campina Grande, 2013.  
98 f. : il. color.
- Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2013.
- "Orientação: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel".  
Referências.
1. Soldagem. 2. Aço API 5L X80. 3. Trincamento Induzido por Hidrogênio. 4. Teste de Implante. 5. Processos SMAW e FCAW.  
I. Maciel, Theophilo Moura. II. Título.

CDU 621.791(043)

**AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE À TRINCAS A FRIO INDUZIDAS POR  
HIDROGÊNIO EM JUNTAS SOLDADAS DOS AÇOS API 5L X-80 POR MEIO  
DO TESTE DE IMPLANTE.**

**Livia Neves Marques**

Dissertação Aprovada em 27/02/2013 pela banca examinadora constituída dos seguintes membros:



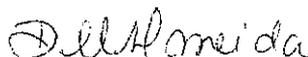
---

Dr. Theophiló Moura Maciel  
(Orientador)  
UAEM/UFCG



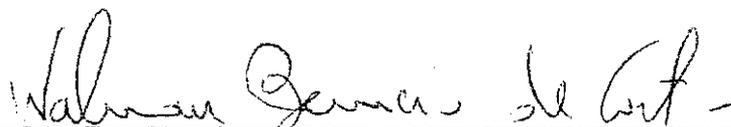
---

Dr. Marco Antônio dos Santos  
(Examinador Interno)  
UAEM/UFCG



---

Dr.ª Daisy Martins de Almeida  
(Examinadora Externa)  
UAF/UFCG



---

Dr. Walman Benicio de Castro  
(Examinador Interno)  
UAEM/UFCG

**Dedicatória**

À MINHA MÃE e a MINHA VÓ Crispina.

Esta conquista é para ELAS.

*Se hoje eu sou capaz de me sacrificar pelas coisas certas,  
as alegrias do futuro serão bem mais duradouras.*

*(Pe. Fábio de Melo – 20/02/2013)*

## AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar a DEUS e a NOSSA SENHORA DAS GRAÇAS, pela minha saúde;

A TODOS da minha família que estiveram ao meu lado em todos os momentos;

À Universidade Federal de Campina Grande/PB, especialmente a o Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais – PPG-CEMat;

Agradeço ao Prof<sup>o</sup>. Dr. Theophilo Moura Maciel, pela orientação e pela amizade contribuindo de forma significativa em meu crescimento pessoal;

A Prof<sup>a</sup>. Dra. Daisy Martins de Almeida, pelas sugestões demonstradas durante todo este trabalho;

A minha amiga Márcia Quirino, secretária do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais;

A Emanuel Pereira pela ajuda e esclarecimentos;

A CAPES pela concessão da bolsa de mestrado que viabilizou o andamento dos trabalhos;

A todos da oficina mecânica da UAEM – UFCG;

Ao Soldador Fernando José, pela ajuda e descontração;

A Usiminas e a ESAB pela colaboração e incentivo a pesquisa;

As amigas e companheiras de laboratório, Adriana, Giovanna, Endira e Socorro e aos meninos Felype, Pedro, Rafael e Morôni;

A todos que me ajudaram e a muitos outros que me deram força e apoio;

A meu namorado e noivo FRANCISCO ANTÔNIO, pela ajuda, paciência, carinho, descontração e motivação durante todo este trabalho.

**Muito Obrigada a Todos.**

## VITAE DO CANDIDATO

Engenheira de Materiais pela Universidade Federal de Campina Grande  
(2010).

## SUMÁRIO

<b>RESUMO</b> .....	i
<b>ABSTRACT</b> .....	ii
<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	iii
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	vi
<b>LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBLOS</b> .....	vii
<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	18
<b>1.1 Objetivos</b> .....	20
1.1.1 <i>Objetivo Geral</i> .....	20
1.1.2 <i>Objetivos Específicos</i> .....	20
<b>2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA</b> .....	21
<b>2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)</b> .....	21
<b>2.2 Aços API5L X80</b> .....	23
<b>2.3 Soldabilidade dos aços ARBL com classificação da API</b> .....	24
<b>2.4 Regiões de uma Junta Soldada</b> .....	26
<b>2.5 Microestrutura de uma Junta Soldada</b> .....	26
<b>2.6 Microestruturas de Metais de Solda de Aços Ferríticos</b> .....	27
<b>2.7 Regiões na Zona Termicamente Afetada</b> .....	30
<b>2.8 Processos Utilizados na Soldagem dos Aços ARBL</b> .....	32
2.8.1 <i>Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SMAW)</i> .....	34
2.8.1.1 Principais Tipos de Revestimento do Eletrodo .....	35
2.8.1.2 Código de Classificação dos Eletrodos Segundo a AWS .....	38
2.8.2 <i>Soldagem a Arco com Eletrodo Tubular (Flux Cored Arc Welding-FCAW)</i> .....	38
2.8.2.1 Soldagem com Arame Tubular com Proteção Gasosa (FCAW - G) ..	39
2.8.2.2 Soldagem com Arame Tubular Autoprotegido (FCAW - S) .....	40

<b>2.9</b>	<b>Comparação entre os Processos de Soldagem em Relação à Quantidade de Hidrogênio Difusível.....</b>	<b>42</b>
<b>2.10</b>	<b>Trincas a Frio Induzidas por Hidrogênio .....</b>	<b>44</b>
2.10.1	<i>Medidas para se Minimizar a Fissuração a Frio Induzida por Hidrogênio.....</i>	46
2.10.2	<i>Hidrogênio na Solda .....</i>	48
<b>2.11</b>	<b>Ensaio para Avaliação da Susceptibilidade à Formação de Trincas a Frio em Juntas Soldadas .....</b>	<b>49</b>
2.11.1	<i>Ensaio de Implante.....</i>	51
<b>3.</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>56</b>
<b>3.1</b>	<b>Materiais Utilizados .....</b>	<b>56</b>
<b>3.2</b>	<b>Métodos.....</b>	<b>58</b>
3.2.1	<i>Teste de Implante.....</i>	58
3.2.1.1	<i>Soldagem dos Pinos de Implante.....</i>	59
	• Fontes de Soldagem .....	61
	• Consumíveis de soldagem .....	62
3.2.1.2	<i>Equipamento para o Teste de Implante .....</i>	68
3.2.2	<i>Análise Metalográfica.....</i>	70
3.2.3	<i>Perfil de Dureza.....</i>	72
<b>4.</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>74</b>
<b>4.1</b>	<b>Carbono Equivalente.....</b>	<b>74</b>
<b>4.2</b>	<b>Microestruturas Obtidas no Metal de Solda.....</b>	<b>74</b>
4.2.1	<i>Temperatura de Pré-Aquecimento - 100 °C (373K) .....</i>	74
4.2.2	<i>Temperatura de Pré-Aquecimento – 150°C (423K) .....</i>	76
<b>4.3</b>	<b>Microestruturas Obtidas na ZTA .....</b>	<b>77</b>
4.3.1	<i>Grãos Grosseiros .....</i>	77
4.3.1.1	<i>Temperatura de Pré-Aquecimento – 100°C (373K) .....</i>	77
4.3.1.2	<i>Temperatura de pré-aquecimento - 150°C (423K) .....</i>	79

4.3.2 <i>Regiões de Grãos Finos, Intercrítica e Sub-crítica</i> .....	80
4.4 <b>Presença de trincas</b> .....	83
4.5 <b>Análises de Microdureza</b> .....	88
5. <b>CONSIDERAÇÕES FINAIS</b> .....	90
6. <b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	91
7. <b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	92

## RESUMO

Neste trabalho foi avaliada a influência dos parâmetros, processos e procedimentos de soldagem sobre a susceptibilidade à trincas a frio induzidas pelo hidrogênio (TIH) em juntas soldadas do aço API 5L X80. Para isto foram realizados ensaios de implante em soldagens executadas pelos processos SMAW e FCAW com diferentes parâmetros e procedimentos de soldagem. Os consumíveis utilizados foram o arame autoprotetido AWS E 91T8-K8 com 1,60 mm de diâmetro e com proteção gasosa (75% Ar -25%CO<sub>2</sub>) AWS E 91T1-G com diâmetro de 1,20 mm. E os eletrodos AWS E 8010 e AWS E 8018-G, com diâmetro de 4,00 mm. Após as soldagens os corpos de prova foram cortados transversalmente e as trincas e microtrincas, quando existentes, foram identificadas, para cada condição de soldagem sendo os resultados associados à microestrutura e ao valor de microdureza na região onde ocorreu trincamento. A microestrutura predominante foi composta por Bainita e Ferrita Primária e todas as trincas encontradas foram de característica intergranular, entretanto não representaram um número significativo, os como os valores de microdureza, foram todos abaixo de 238,1 HV, tanto no metal de solda como na ZTA é possível dizer que o aço estudado apresenta boa soldabilidade e não é susceptível ao TIH para as condições analisadas.

**Palavras Chave:** Aço API 5L X80, Trincas a frio induzidas pelo hidrogênio, Teste de Implante, Processos SMAW e FCAW.

## ABSTRACT

In this study, the influence of the parameters, process and welding procedures on susceptibility to hydrogen induced cold cracking in API 5L X80 steel welded joints. Were evaluated for this Implant Test using SMAW and FCAW process with different parameters and welding procedures. Were used AWS E 91T8-K8 with 1,60 mm diameter self protected and AWS E 91T1-G with 1,20 mm diameter gas protected. And AWS E 8010 e AWS E 8018-G, with diameter 4,00 mm. After welding the specimens were cut and cracks and microcracks were identified for each welding condition and the results associated with the microstructure and microhardness value in the region where cracking occurred. It was verified that all cracks occurred were predominantly composed of Bainite and Primary Ferrite. All cracks were intergranular but do not represented a significant size, as all the microhardness values were less than 238,1 HV it is possible to say that the steel studied has a good weldability and it is not likely to be susceptible to hydrogen induced cold cracking for the analyzed conditions.

**Keywords:** API 5L X80 steel, hydrogen-induced cold cracking, Implant Test, SMAW and FCAW process.

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1:</b> Custos de diferentes tipos de transporte de petróleo e derivados....	23
<b>Figura 2:</b> Esquema das regiões de uma junta soldada.....	26
<b>Figura 3:</b> Representação das regiões da ZTA de uma soldagem monopasse.	31
<b>Figura 4:</b> Processo de soldagem eletrodo revestido (SMAW).....	34
<b>Figura 5:</b> Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-G. .....	40
<b>Figura 6:</b> Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-S.	41
<b>Figura 7:</b> Comparação entre as quantidades de hidrogênio difusível depositado pelos diferentes processos de soldagem. ....	43
<b>Figura 8:</b> Difusão de hidrogênio da poça de fusão para a ZTA durante a soldagem.....	48
<b>Figura 9:</b> Representação do Teste de Implante. ....	52
<b>Figura 10:</b> Representação do Pino de Implante. (Ver em Anexo) .....	53
<b>Figura 11:</b> Representação do Entalhe helicoidal.....	54
<b>Figura 12:</b> Representação da Chapa suporte (Dimensão em mm). ....	55
<b>Figura 13:</b> Microestruturas do Aço API 5L-X80. ....	56
<b>Figura 14:</b> Diagramas dos pinos de Implante.....	58
<b>Figura 15:</b> Pinos de implante.....	59
<b>Figura 16:</b> Limpezas.....	59
<b>Figura 17:</b> Chapa suporte.....	60
<b>Figura 18:</b> Termômetro digital infravermelho.....	60
<b>Figura 19:</b> Soldagem dos corpos de prova.....	61
<b>Figura 20:</b> Fontes utilizadas na soldagem.....	62
<b>Figura 21:</b> Máquina de teste de implante. ....	68
<b>Figura 22:</b> Detalhes da máquina de teste de implante (célula de carga e anilhas).....	69
<b>Figura 23:</b> Detalhes do equipamento.....	69
<b>Figura 24:</b> Cortes das chapas. (a) na serra e (b) detalhe do corte.....	70
<b>Figura 25:</b> Microscópios ópticos.....	71
<b>Figura 26:</b> Microscópio Eletrônico de Varredura (SHIMADZU - Modelo SSX- 550).....	72
<b>Figura 27:</b> Microdurometro (Future Tech - Modelo FM-700).....	73

<b>Figura 28:</b> Representação esquemática dos ensaios de microdureza.....	73
<b>Figura 29:</b> Microestruturas dos metais de solda (a) utilizando o eletrodo AWS E 8010 e (b) o eletrodo AWS E 8018. ( <i>Pré-aquecimento de 100°C</i> ).....	75
<b>Figura 30:</b> Microestruturas dos metais de solda (a) utilizando o arame AWS E 91T8-K8 autoprotégido e (b) o arame AWS E 91T1-G com proteção gasosa. ( <i>Pré-aquecimento de 100°C</i> ).....	75
<b>Figura 31:</b> Microestruturas dos metais de solda (a) utilizando o eletrodo AWS E 8010 e (b) o eletrodo AWS E 8018-G. ( <i>Pré-aquecimento de 150°C</i> ).....	76
<b>Figura 32:</b> Microestruturas do metal de solda utilizando o arame AWS E 91T8-K8 autoprotégido. ( <i>Pré-aquecimento de 150°C</i> ).....	77
<b>Figura 33:</b> Microestruturas do metal de solda utilizando o arame AWS E 91T1-G com proteção gasosa. ( <i>Pré-aquecimento de 150°C</i> ).....	77
<b>Figura 34:</b> Regiões da ZTA (GG) utilizando o processo SMAW com (a) o eletrodo AWS E 8010 e energia de soldagem de 1,3 kJ/mm e (b) o eletrodo AWS E 8018-G e energia de soldagem de 1,2 kJ/mm. ( <i>Pré-aquecimento de 100°C</i> ).....	78
<b>Figura 35:</b> Regiões da ZTA (GG) utilizando o processo FCAW com (a) o arame AWS E 91T8-K8 e energia de soldagem de 3,4 kJ/mm e (b) o eletrodo AWS E 91T1-G e energia de soldagem de 3,4kJ/mm. ( <i>Pré-aquecimento de 100°C</i> )...	79
<b>Figura 36:</b> Regiões da ZTA (GG) utilizando o processo SMAW com (a) o eletrodo AWS E 8010 e energia de soldagem de 1,3 kJ/mm e (b) detalhe desta microestrutura; (c) o eletrodo AWS E 8018-G e energia de soldagem de 1,2 kJ/mm. ( <i>Pré-aquecimento de 150°C</i> ).....	79
<b>Figura 37:</b> Regiões da ZTA (GG) utilizando (a) o processo FCAW com o arame AWS E 91T8-K8 autoprotégido e energia de soldagem de 3,4 kJ/mm e (b) o eletrodo AWS E 91T1-G com proteção gasosa e energia de soldagem de 3,4 kJ/mm. ( <i>Pré-aquecimento de 150°C</i> ).....	80
<b>Figura 38:</b> Regiões da ZTA (GF) utilizando (a) o processo SMAW e (b) o processo FCAW.....	81
<b>Figura 39:</b> Região intercrítica da ZTA utilizando (a) o processo SMAW e (b) o processo FCAW.....	81
<b>Figura 40:</b> Região sub-crítica da ZTA utilizando (a) o processo SMAW e (b) o processo FCAW.....	82
<b>Figura 41:</b> Trinca no metal de solda na Condição de Soldagem 11A.....	84

<b>Figura 42:</b> Trincas na ZTA (GF) da Condição de Soldagem 11B (Lado direito do implante). .....	84
<b>Figura 43:</b> Imagens das trincas da Condição de Soldagem 11B obtidas no MO (Lado esquerdo do implante). .....	85
<b>Figura 44:</b> Trincas na ZTA (GF) da Condição de Soldagem 11 no MEV. (As setas indicam trincas em trilhas de M-A).....	85
<b>Figura 45:</b> Imagens da trinca da Condição de Soldagem 12C obtidas no MO.	86
<b>Figura 46:</b> Pontos de endentações para microdurezas. ....	89

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1:</b> Principais ensaios para a avaliação de trincas de hidrogênio em juntas soldadas.....	51
<b>Tabela 2:</b> Composição química do aço API 5L X80.....	57
<b>Tabela 3:</b> Propriedades Mecânicas do aço API 5L X80.....	57
<b>Tabela 4:</b> Relação de consumíveis utilizados.....	62
<b>Tabela 5:</b> Composições químicas dos consumíveis utilizados.....	63
<b>Tabela 6:</b> Especificação do Procedimento de Soldagem dos pinos de implante (EPS1).....	64
<b>Tabela 7:</b> Especificação do Procedimento de Soldagem dos pinos de implante (EPS2).....	65
<b>Tabela 8:</b> Especificação do Procedimento de Soldagem dos pinos de implante (EPS3).....	66
<b>Tabela 9:</b> Especificação do Procedimento de Soldagem dos pinos de implante (EPS4).....	67
<b>Tabela 10:</b> Valores de CE e PCM no aço API 5L X80 e nos consumíveis.....	74
<b>Tabela 11:</b> Microestruturas presentes nos metais de solda (MS) e nas diferentes regiões da ZTA de acordo com o processo e consumíveis utilizados, com pré-aquecimento de 100°C.....	82
<b>Tabela 12:</b> Microestruturas presentes nos metais de solda (MS) e nas diferentes regiões da ZTA de acordo com o processo e consumíveis utilizados, com pré-aquecimento de 150°C.....	83
<b>Tabela 13:</b> Valores de dureza nos locais de ocorrência das trincas.....	87
<b>Tabela 14:</b> Valores de microdureza na ZTA.....	88

**LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBLOS**

% - Porcentagem

°C – Medida de temperatura em Celsius

AF - Ferrita Acicular

Al – Alumínio

API - American Petroleum Institute

Ar – Argônio

ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga

As - Arsênio

ASTM – American Society for Testing and Materials

AT – Arame tubular

AWS – American Welding Society

B - Boro

Bi - Bismuto

C – Carbono

C.E. – Carbono Equivalente

CaCO<sub>3</sub> - Carbonato de cálcio

CaF<sub>2</sub> - Fluorita

CCT – Centro de Ciências e Tecnologia

CH<sub>3</sub>COOH – Ácido acético

C-Mn – Carbono-Manganês

CO<sub>2</sub> – Dióxido de carbono

Cr - Cromo

Cu – Cobre

E – Eletrodo

ER – Eletrodo revestido

ESAB - Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget

FC - Agregado Ferrita/ Carbonetos

FCAW - Flux Cored Arc Welding (Soldagem ao Arco elétrico com Arame Tubular

Fe<sub>3</sub>O<sub>2</sub> – Óxido de ferro

FeS – Sulfeto de Ferro

FP – Ferrita primária

FP(G) – Ferrita de Contorno de Grão ou Alotriomorfica  
FP(I) – Ferrita Poligonal Intragranular ou Idiomórfica  
FPH – Fragilização por Hidrogênio  
FS - Ferrita com Segunda Fase  
FS (A) - Ferrita com segunda fase alinhada  
FS (A) - Ferrita com segunda fase alinhada  
FS (NA) - Ferrita com segunda fase não alinhada  
FW – Ferrita de widmanstätten  
GF – Ferrita Granular  
GMAW - Gas Metal Arc Welding (Soldagem ao Arco elétrico com Gás de Proteção)  
GTAW - Gas Tungsten Arc Welding (Soldagem com Eletrodo de Tungstênio com Proteção Gasosa)  
h - Horas  
H+ - Hidrogênio difusível  
H<sub>2</sub> - Gás Hidrogênio  
H<sub>2</sub>S – sulfeto de hidrogênio  
HV – Dureza Vickers  
I – Corrente  
IIW - International Institute of Welding  
J – Joule  
K – Kelvin  
KJ/mm – KiloJoule por milímetros  
K<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub> – Silicato de potássio  
Kgf – Quilograma Força  
Km – quilômetro  
Ksi – Medida de pressão (sistema Inglês)  
LABSOL – Laboratório de Soldagem da UFCG  
LB - Bainita inferior  
LE – Limite de Escoamento  
LF – Linha de Fusão  
LR – Limite de Resistência  
M - Martensita  
M-A - Microconstituente Austenita-Martensita

MB – Metal de base  
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura  
min – Minuto  
ml/100g – Mililitro por 100 gramas  
mm – Milímetro  
Mn - Manganês  
MnO.Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - galaxita  
MnS - Sulfeto de manganês  
MO – Microscópio Óptico  
Mo – Molibdênio  
MPa – Mega Pascal  
MS – Metal de Solda  
N - Nitrogênio  
Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub> – Silicato de sódio  
Nb – Nióbio  
NbC – Carboneto de nióbio  
NbN – Nitreto de Nióbio  
Ni - Níquel  
Ø – Diâmetro  
O – Oxigênio  
P - Fósforo  
Pcm - Weld Cracking Parameter  
PF (I) - Ferrita Poligonal Intragranular  
PF(G) – Ferrita Primária de Contorno de Grão  
ppm – Partes por milhão  
psi – Libra por polegada quadrada  
RGF - Região de granulação fina  
RGG - Região de granulação grosseira  
RI - Região intercrítica  
RS- Região subcrítica  
RW - Electric Resistance Welding (Soldagem por Resistência Elétrica)  
S - Enxofre  
s – Segundo  
SAW - Submerged Arc Welding (Soldagem ao Arco Submerso)

Sb - Antimônio

Si - Silício

Si – Silício

SMAW - Shielded Metal Arc Welding (Soldagem ao Arco elétrico com Eletrodo Revestido)

Sn - Estanho

T - Temperatura

Ti - Titânio

TIG - Tungsten Inert Gas (Tungstênio Gás Inerte)

TIH - Trincamento Induzido por Hidrogênio

TiO<sub>2</sub> - Dióxido de titânio ou rutilo

TM - Termomecânico

TMCP – Thermomechanical Controlled Process

TMCR – Thermomechanical Controlled Rolling U – Tensão

TR – Tempo de Ruptura

UAEM – Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica

UFCG – Universidade Federal de Campina Grande

USIMINAS - Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S/A

V – (1) Vanádio, (2) Volts

V - Vanádio

v - Velocidade de soldagem

ZF – Zona de fusão

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTA GF – Zona Termicamente Afetada de Grãos Finos

ZTA GG – Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros

$\eta$  – Rendimento térmico

$\sigma_{cr}$  - Tensão de carregamento

$\sigma_e$  – Tensão de escoamento

## 1. INTRODUÇÃO

Atualmente, a condução de óleo e gás é feita através de dutos de aço, por este ser o método que oferece boas vantagens em relação aos outros. Os aços utilizados na confecção destes dutos devem apresentar propriedades mecânicas adequadas às pressões exercidas pelos fluidos a serem transportados as quais se constituem principalmente em uma elevada resistência mecânica e boa tenacidade.

Os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) formam uma classe muito importante de aços adequados a uma grande variedade de aplicações estruturais. São talvez os primeiros a serem desenvolvidos sob princípios científicos que relacionam diretamente os componentes microestruturais com as suas principais propriedades mecânicas, como resistência mecânica e tenacidade. Dentre os ARBL, os aços para tubulações detêm alta resistência mecânica e baixa temperabilidade. São adequados à fabricação de tubos usados para a condução de fluidos variados sob pressão, como petróleo e seus derivados, gás natural e minérios (ALMEIDA, 2005).

Os aços para dutos utilizados no transporte de óleo e gás são fabricados de modo a atender às especificações da norma API 5L "*Specification for Line Pipe*" (*Especificação para Tubos*). Ela estabelece diversas classes para tubos de acordo com a resistência mecânica (terminologia de cada classe: X maiúsculo, que indica que o aço é de alta resistência e o valor do seu limite de escoamento em ksi é expresso em números). O aço API 5L X80 em estudo, desenvolvido na USIMINAS, é um aço de alta resistência com 80 Ksi (552MPa) de limite de escoamento (API 5L, 2004).

Aços API fabricados com graus mais elevados, como o API 5L X80, são produzidos por um processo de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (TMCP) que possibilita o controle da taxa de resfriamento. Desta forma, podem-se controlar as frações dos produtos de transformação da austenita ao nível desejado, de modo a se obter um balanço entre as propriedades de tenacidade e resistência mecânica. Este processo resulta no refino do grão ferrítico (BRITO et al., 2000).

As refinarias têm enfrentado grandes desafios na recuperação de vasos de pressão expostos a elementos químicos, como o ácido sulfídrico ( $H_2S$ ), durante o refinamento do petróleo. Sabe-se que, com o decorrer do tempo, as moléculas de hidrogênio provenientes deste ácido dissociam-se em  $H^+$  que são absorvidas na superfície da peça e difundem-se no metal do qual o duto é construído. Quando ocorre a união destes íons, no interior da chapa do duto, tem-se uma expansão da molécula de hidrogênio induzindo o aparecimento de trincas ao longo de sua espessura. A solução adotada pelas refinarias é a remoção da parte condenada e substituição por uma chapa nova, porém este procedimento demanda uma perda de tempo e é muito dispendioso. Neste sentido, viu-se a necessidade de se estabelecer um procedimento adequado de soldagem que possa reduzir a formação de trincas e, portanto, estender a vida útil da solda do equipamento (SILVA, 2001).

O mesmo problema acontece com as tubulações que transportam petróleo, sendo também necessária a tomada de medidas mitigadoras.

É consenso entre vários autores, que a ocorrência das trincas induzidas pelo hidrogênio depende basicamente da quantidade de hidrogênio presente na junta soldada, nível de tensões associados à soldagem e suscetibilidade microestrutural (ROCHA, 2010 e CORIMAYA, 2009).

O hidrogênio, quando presente na atmosfera do arco, pode ser absorvido pelo metal fundido. Ele se origina principalmente da quebra pelo calor do arco de moléculas de água e de substâncias orgânicas. Essas podem ser originárias de várias fontes como: graxas, gorduras, ferrugem e umidade na superfície das peças, fluxo ou revestimento de eletrodos úmidos, de contaminações no gás de proteção e da própria umidade do ar. O hidrogênio dissolvido na poça de fusão pode causar respingos e porosidade na solda, devido à sua evolução na parte posterior da poça e pode, no metal solidificado, causar problemas de fragilização temporária e de fissuração.

A origem do hidrogênio pode ser do próprio meio em que a junta está inserida (como no caso do  $H_2S$  nas tubulações para condução de petróleo) como do próprio processo de soldagem através dos consumíveis utilizados.

Existem vários tipos de ensaios para a avaliação da junta soldada à susceptibilidade à trincas a frio induzidas pelo hidrogênio. Entre eles destaca-se o Ensaio de Implante que representa um teste de restrição externa que

avalia a susceptibilidade do aço sendo, portanto, bastante adequado para avaliar os efeitos do ciclo térmico de soldagem e do tipo de consumível utilizado sobre este tipo de trincamento nos aços.

Portanto, o presente trabalho será voltado para a avaliação da susceptibilidade do aço API 5L X80 ao trincamento a frio induzido por hidrogênio (TIH) através do Teste de Implante variando-se os tipos de consumíveis, parâmetros e processos de soldagem.

## **1.1 Objetivos**

### *1.1.1 Objetivo Geral*

Avaliar a susceptibilidade da formação de trincas a frio na junta soldada do aço API 5L X80, através de Ensaio de Implante, utilizando diferentes consumíveis, parâmetros e processos de soldagem.

### *1.1.2 Objetivos Específicos*

- Estudar os parâmetros, consumíveis e processos de soldagem para reduzir o risco de formação de trincas a frio induzidas pelo hidrogênio em junta soldada do aço API 5L X80 utilizando o Teste de Implante;
- Correlacionar os resultados obtidos com a microestrutura e a microdureza resultante na zona termicamente afetada (ZTA) e nas proximidades das trincas com o Ensaio de Implante.

## 2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

A presente fundamentação teórica busca abordar os principais aspectos que envolvem a soldagem dos aços de Alta Resistência e Baixa Liga da classificação API 5L X80, destacando os processos de soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (*SMAW-Shielded Metal Arc Welding*) e com Arame Tubular (*FCAW-Flux Cored Arc Welding*); fazer considerações sobre o fenômeno de fragilização por hidrogênio e também sobre o Teste de Implante.

### 2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Aços são definidos como ligas de ferro e carbono, contendo até 2,0% deste elemento, mas em geral bem menos, e outros elementos resultantes de seu processo de fabricação ou adicionados intencionalmente para a obtenção de propriedades desejadas. Existem diferentes tipos de aços que podem ser classificados de acordo com a sua composição química, microestrutura, propriedades mecânicas ou características de fabricação.

Dentre os diversos tipos de aço, temos os aços carbono, que apresentam em sua composição, além do carbono, somente elementos resultantes de seu processo de fabricação, como silício (Si), manganês (Mn), fósforo (P) e enxofre (S). Quanto ao teor de carbono (C), estes podem ser divididos em:

- Aços baixo carbono ( $\%C < 0,25\%$ );
- Aços médio carbono ( $0,25 < \%C < 0,50$ );
- Aços alto carbono ( $\%C > 0,50$ ).

De uma maneira geral, a resistência mecânica dos aços carbono aumenta e a sua ductilidade e soldabilidade diminuem à medida que o teor de carbono aumenta.

Os Aços Liga apresentam adições intencionais de elementos de liga diferentes do carbono para a obtenção de certas características desejadas. De acordo com o teor total de elementos de liga presentes, podem-se distinguir três classes de aços liga:

- Aços baixa liga: com adições de elementos de liga de até 5%;
- Aços média liga: com adições entre 5 e 10% e

- Aços alta liga: com adições superiores a 10%.

Os aços ARBL têm sido utilizados com sucesso em aplicações que requerem um custo relativamente baixo, boa resistência mecânica e tenacidade. Eles são obtidos a partir da adição de elementos microligantes como nióbio (Nb), titânio (Ti) ou vanádio (V).

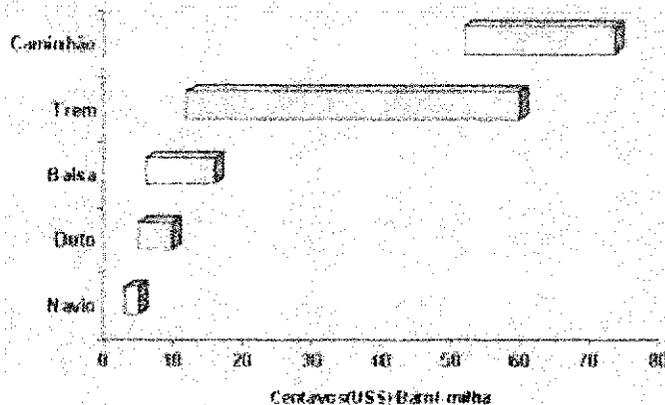
O desenvolvimento dos aços ARBL de graus mais elevados da classe API – *American Petroleum Institute* - com maior resistência mecânica, foi também influenciado pela necessidade de fabricar tubulações com grande diâmetro, com menor espessura de parede e que operem sob alta pressão, permitindo aumentar a produtividade, tanto pela redução do peso da estrutura, quanto pelo aumento do volume de fluido transportado com segurança através de grandes distâncias.

Pressões elevadas geram um estado de tensões bastante severo sobre um defeito potencialmente presente no material do duto, e a extensão deste defeito numa parede de pequena espessura podem levar à falha da estrutura, já que neste caso, a margem de propagação do defeito é menor (SANTANNA, 2006).

Apesar dos dutos serem uma das formas mais seguras e confiáveis para o transporte de petróleo e derivados, as companhias do setor se preocupam constantemente com sua segurança operacional, pois sabem que um acidente de grande porte pode causar imensos danos econômicos, sociais e ambientais. O transporte por meio de dutos apresenta várias vantagens que justificam o seu amplo uso principalmente quando se trata de grandes quantidades de fluido a ser transportado. O custo de transporte por dutos é, na maioria das vezes, inferior se comparado com outros tipos de transporte (ARAÚJO, 2009).

A Figura 1 mostra uma comparação dos custos de diferentes tipos de transporte de petróleo e derivados. Os dutos também se destacam por apresentarem um baixo consumo de energia (energia consumida por tonelada - km de carga transportada) em relação a outros tipos de transporte como caminhões e trens. Além disso, agride menos o meio ambiente, quando não há acidentes (CABRAL, 2007).

**Figura 1:** Custos de diferentes tipos de transporte de petróleo e derivados.



Fonte: CABRAL, 2007

## 2.2 Aços API5L X80

Atualmente a maioria das tubulações é construída com base na norma API 5L que estabelece especificações de propriedades mecânicas e composição química dos aços que constituem as tubulações para transporte do petróleo e seus derivados (ALMEIDA, 2005).

Já é desenvolvido na USIMINAS, com bons resultados, o aço API 5L X80 para tubos. Este tipo de aço normalmente é fabricado em usinas estrangeiras utilizando-se resfriamento acelerado na linha de laminação. Alternativas têm sido buscadas para a viabilização da produção de aços para a classe X80 e superiores. Elas baseiam-se na utilização de composição química adequada e otimização dos parâmetros de laminação controlada (BRITO et al., 2000).

Os aços API 5L X80 são aços ARBL de fabricação recente para atender os requisitos de alta resistência mecânica associado com alta tenacidade para a fabricação de tubulações para o transporte de petróleo e gás. O seu uso na Europa, Estados Unidos e Japão já é bastante significativo, entretanto no Brasil o seu uso ainda é restrito sendo, portanto, alvo de pesquisa no que diz respeito principalmente à sua soldabilidade (CALOI, 2008).

Para a elaboração das chapas dos aços ARBL, que serão utilizadas na fabricação dos tubos, podem ser empregados dois processos de laminação a quente que são:

- Laminação Convencional Controlada (*Thermomechanical Controlled Rolling – TMCR*)

Processo que consiste em obter um refino de grão e aumento da resistência através da adição de uma maior quantidade de elementos de liga, tais como níquel (Ni) e molibdênio (Mo) nos aços ligados originalmente ao nióbio (Nb) e vanádio (V), seguido de um refinado processo de laminação e resfriamento convencional.

- Laminação Controlada seguida de Resfriamento Acelerado (*Thermomechanical Controlled Process - TMCP*)

Este processo consiste em resfriar o material rapidamente após a etapa final de laminação, de 800°C (1073K) a 500°C (773K). Após atingir esta temperatura, o resfriamento é feito ao ar para que haja a formação de bainita. Utilizando-se desta técnica é possível obter uma microestrutura com grãos refinados dependente da composição química, espessura da chapa e das propriedades mecânicas requeridas para o material.

A partir desses dois processos, se consegue o refinamento do tamanho de grão que é o fator mais importante nos aços ARBL, porque contribui para o incremento do limite de escoamento e da tenacidade.

Aços API fabricados com graus mais elevados, como o API 5L X80, são produzidos por este processo com o objetivo de refinar o grão ferrítico, e obter-se a microestrutura desejada.

### **2.3 Soldabilidade dos aços ARBL com classificação da API**

Como já citado, é importante estudar a soldabilidade dos aços ARBL devido ao seu emprego principal que é a confecção de dutos, já que estes durante a sua fabricação e montagem são submetidos a processos de soldagens tanto transversais como longitudinais.

A soldabilidade de um aço indica como ele pode ser preferencialmente soldado, sem defeitos de soldagem como, por exemplo, o trincamento induzido

por hidrogênio (TIH), e conseqüentemente, melhor desempenho da junta soldada em serviço.

De maneira geral a suscetibilidade à ocorrência do TIH aumenta com o crescimento da resistência do aço.

Em termos de microestrutura, a martensita após a têmpera é a mais sensível à fragilização pelo hidrogênio, característica que aumenta com o aumento do teor de carbono do aço e com sua dureza. Sua ocorrência, portanto, está ligada à temperabilidade dos aços, propriedade que é, basicamente, função da sua composição química e do tamanho do grão (YURIOKA, 2001).

O carbono e outros elementos de ligas presentes no aço influenciam diretamente a soldabilidade. A expressão denominada de Carbono Equivalente (CE) é um índice que indica o efeito da composição química sobre a dureza máxima da ZTA e, conseqüentemente, sobre a sua soldabilidade (YURIOKA, 2001).

O carbono é o elemento que foi escolhido como referência, devido ao fato de ele ser o elemento que mais contribui para elevação da temperabilidade, dureza e resistência do aço.

Entretanto a presença de outros elementos de liga eleva o limite de resistência do aço e contribui para aumentar o seu valor da dureza, cada qual com um efeito mais ou menos intenso.

A equação (1) apresenta a expressão para o CE desenvolvida pelo International Institute of Welding (IIW).

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad [\%] \quad (1)$$

Quando  $CE < 0,40$ , o material é considerado pouco sensível à fissuração, isto é, o aço apresenta boa soldabilidade metalúrgica, e, quando  $CE > 0,60$ , o material é considerado altamente sensível à fragilização e requer alguns cuidados quando da soldagem. Quando CE está entre 0,40 e 0,60, a soldabilidade do aço irá depender das variáveis envolvidas no processo.

A fim de avaliar o grau de susceptibilidade ao trincamento a frio para aços API que apresentam teores de carbono inferiores a 0,12%, Ito e Bessyo,

(1968), propuseram um parâmetro similar ao CE conhecido como  $P_{cm}$ , que representa o Parâmetro do Carbono Equivalente, conforme a Equação 2.

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad [\%] \quad (2)$$

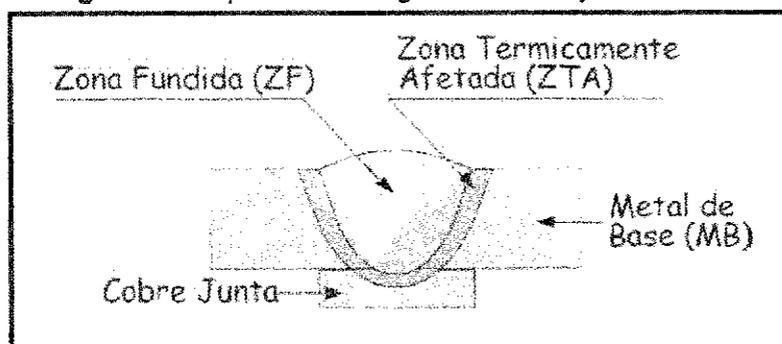
A norma API 5L, 2004 recomenda que o valor máximo de  $P_{cm}$  não ultrapasse 0,25%. Quanto menor o valor de  $P_{cm}$  melhor a soldabilidade do aço.

A norma API 5L especifica que para os aços com teor de carbono menor que 0,12% deve ser utilizada a fórmula  $P_{cm}$  e acima de 0,12%, a fórmula  $CE_{IIW}$ .

## 2.4 Regiões de uma Junta Soldada

Uma junta soldada é formada por três regiões bem distintas: Metal de Base (MB) que é a região mais afastada da solda que não foi alterada pelo ciclo térmico; Metal de Solda (MS), região onde o material foi fundido durante a soldagem e caracterizado por temperaturas de pico superiores a temperatura de fusão e Zona Termicamente Afetada (ZTA), que é a região não fundida do metal de base, mas cuja microestrutura e/ou as propriedades foram alteradas pelo ciclo térmico de soldagem (SOARES, 2011).

Figura 2: Esquema das regiões de uma junta soldada



## 2.5 Microestrutura de uma Junta Soldada

A microestrutura de uma junta soldada de um aço ARBL deve ser tal que apresente propriedades similares a do metal de base. Isto significa que a zona fundida (ZF) e a ZTA devem ter propriedades similares a uma chapa que sofreu

um tratamento termomecânico apropriado para desenvolver as propriedades mecânicas desejadas. Dessa maneira, os microconstituintes da ZF, da ZTA e do MB são diferentes quando se tem o material na condição de como soldado. Para isso, é importante conhecer a dependência entre microestrutura final e algumas variáveis ligadas à soldagem (WAINER et al., 1992).

## 2.6 Microestruturas de Metais de Solda de Aços Ferríticos

Para os aços com baixo teor de carbono e baixa liga, a poça de fusão solidifica-se inicialmente como ferrita, podendo sofrer uma reação peritética com a formação de austenita. Durante o resfriamento, a ferrita remanescente transforma-se em austenita. Esta, em função das elevadas temperaturas, sofre um grande crescimento de grão, tendendo a apresentar uma estrutura de grãos colunares e grosseiros, similar à estrutura original de fusão da ZF. Em temperaturas mais baixas, inferiores a 900°C, a austenita se decompõe, resultando em diferentes produtos ou constituintes.

Em uma solda em um só passe, a microestrutura da ZF será formada pelos produtos da decomposição da austenita em ferrita durante o ciclo de resfriamento contínuo, sendo que a ferrita assume diferentes morfologias, algumas de grande semelhança. Em soldas multipasse, a microestrutura será ainda mais complexa, sendo formada por regiões reaquecidas e alteradas pelos ciclos térmicos dos passes seguintes e por regiões que permaneceram basicamente inalteradas. As características desta microestrutura, tanto em escala microscópica como em escala sub-microscópica, são fundamentais na determinação das propriedades finais da ZF.

As fases resultantes da decomposição da austenita são basicamente: ferrita, cementita e martensita. Além destas, pequenas quantidades de austenita podem permanecer inalteradas (chamadas de austenita retida) e diferentes precipitados (carbonetos, nitretos) e inclusões podem existir. Estas fases podem aparecer na forma de diferentes constituintes, nem sempre de fácil identificação, que é ainda mais dificultada pela grande diferença de aparência destes constituintes em relação aos do MB. Estas dificuldades causaram, há algumas décadas, a proliferação de terminologias diferentes e conflitantes para descrever a microestrutura do metal de solda.

Há cerca de 20 anos, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW - *International Institute of Welding*) desenvolveu um sistema de classificação para os constituintes do metal de solda, baseado na sua observação com o microscópio ótico (MO), que se tornou o mais aceito atualmente segundo este sistema (IIW, 1988). Os constituintes mais comuns da zona fundida podem ser classificados como:

- *Ferrita Primária (FP)* que pode ocorrer sob duas formas bem distintas de constituintes, são elas:

- *Ferrita de Contorno de Grão ou Alotriomorfa-FP (G)*: É o constituinte de mais fácil identificação no metal de solda pelo seu aspecto claro e liso. Apresenta-se na forma de veios finos delineando o contorno de grão colunar da austenita prévia. Sua formação é favorecida por baixa taxa de resfriamento, pelo pequeno tamanho de grão austenítico e por baixo teor de elementos de liga.



- *Ferrita Poligonal Intragranular ou Idiomórfica – FP (I)*: Caracterizam-se como grãos de ferrita normalmente na forma poligonal, encontrados no interior dos grãos da austenita anterior, mas com dimensões superiores ao triplo da largura média das ripas da ferrita acicular ou da ferrita com segunda fase, que as circundam. Sua formação acontece com taxas de resfriamento muito lentas.

- *Ferrita com Segunda Fase - (FS)* pode ocorrer sob as formas computadas como constituintes distintos, são elas:

- *Ferrita com segunda fase Alinhada – FS (A)*: Apresenta-se em forma de placas ou agulhas que nucleiam a partir da ferrita de contorno de grão ou diretamente a partir dos contornos de grãos da austenita anterior. A relação comprimento/largura da FS(A) é superior a 4:1 e estão orientadas para o interior do grão austenítico.

- *Ferrita com segunda Fase Não Alinhada – FS (NA)*: O constituinte FS (NA) aparece circundando ripas de ferrita acicular ou outros microconstituintes

que se apresentem com forma equiaxial (carbonetos ou o constituinte austenita-martensita – AM). Apresenta-se em forma não paralela.

- *Ferrita Acicular (AF)*: A ferrita acicular nucleia geralmente em inclusões não-metálicas dentro dos grãos da austenita através de taxas de resfriamento mais elevadas quando comparados com a ferrita primária. É, portanto, um constituinte intragranular de grãos finos, com uma morfologia em emaranhado e com grãos se entrecruzando, separados por contorno de alto ângulo e razão de aspecto variando de 3:1 até 10:1. Este microconstituinte torna-se bastante favorável ao aumento da tenacidade no metal de solda de aços ARBL.
- *Agregado de Ferrita Carboneto (FC)*: Apresenta uma estrutura fina de ferrita e carbonetos, incluindo a perlita e a ferrita com carbonetos interfásicos. Este constituinte é formado no interior dos grãos da austenita, afastados dos contornos de grão.
- *Martensita (M)*: É o constituinte que se forma como o produto final da transformação da austenita em condições de altas taxas de resfriamento. Podendo ocorrer em soldagem com baixo aporte de calor e/ou em metais de solda com elevados teores de elementos de liga. A transformação da austenita em martensita pode não se dar completamente e ainda existir austenita retida ao final do processo, formando ilhas de austenita com martensita que, apesar de ser uma microfase, é normalmente denominada de constituinte austenita-martensita- (AM). A identificação deste constituinte normalmente não é possível de ser realizada utilizando-se apenas de técnicas de microscopia óptica (SOARES, 2011).

Adicionalmente, a microestrutura da ZF de um aço C-Mn apresenta, em geral, uma quantidade elevada de inclusões não metálicas. Estas são formadas basicamente por uma mistura de óxidos de Mn, Si e de outros desoxidantes mais poderosos (Al e Ti), quando os mesmos estiverem presentes. Elas são frequentemente heterogêneas, com regiões na sua superfície contendo sulfetos de Cu e Mn. O número de inclusões formadas por unidade de volume de solda é muito elevado, seu formato é geralmente esférico e seus diâmetros variam entre cerca 0,2 e 1mm. Estas inclusões podem atuar como sítios para a

nucleação de ferrita acicular, sua ação sendo mais efetiva com a presença de Ti e Al nas inclusões. O mecanismo mais provável estaria relacionado com o crescimento epitaxial da ferrita em regiões da inclusão compostas de galaxita ( $MnO \cdot Al_2O_3$ ) ou de dióxido de titânio ou rutilo ( $TiO_2$ ) nas quais existem planos cristalinos que se ajustam bem com planos da ferrita e, desta forma, facilitam a sua nucleação (MODONESI, 2010).

A microestrutura final do metal de solda depende de: teor de elementos de liga; concentração, composição química e distribuição de tamanho de inclusões não-metálica; microestrutura de solidificação; tamanho de grão da austenita anterior e ciclo térmico de soldagem (WAINER et al., 1992).

## 2.7 Regiões na Zona Termicamente Afetada

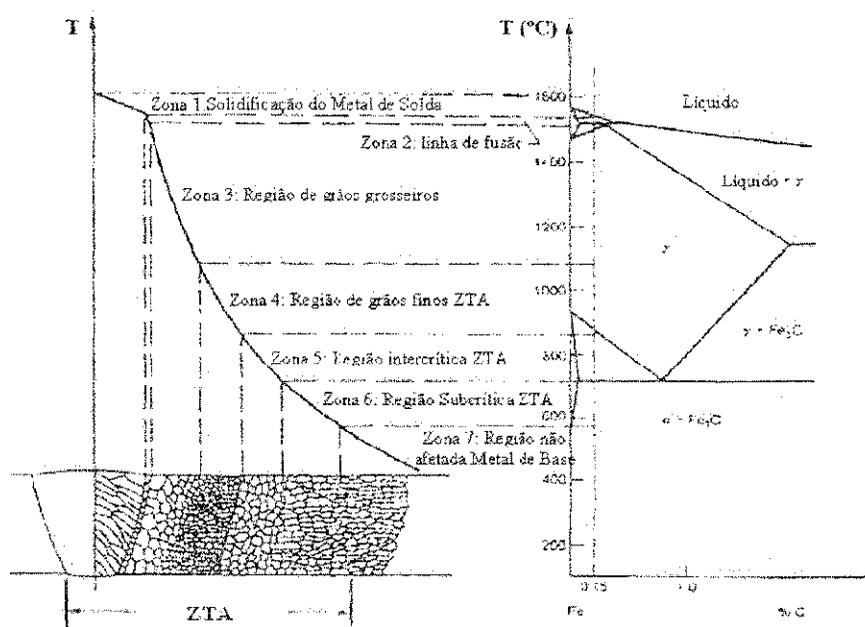
A ZTA comumente tem propriedades mecânicas diferentes das do metal de solda e metal de base devido às alterações microestruturas decorrentes dos ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento, durante o processo de soldagem (SOARES, 2011).

A ZTA é normalmente subdividida em quatro regiões, à medida que se afasta do cordão de solda (Figura 3):

- *Região de granulação grosseira (RGG)* - nela, parte do MB é aquecida em temperaturas acima da temperatura do crescimento de grão em geral, entre  $1500^{\circ}C$  (1773K) e  $1100^{\circ}C$  (1373K), tendo uma microestrutura caracterizada pelo elevado tamanho de grão austenítico. Dependendo da taxa de resfriamento as fases observadas nesta região incluem ferrita poligonal, ferrita de Widmanstätten, ferrita bainítica, e martensita em ripas. Além disso, as fases enriquecidas em carbono ou fases secundárias podem transformar-se em perlita, carbonetos ou constituinte AM.
- *Região de granulação fina (RGF)* – é a região que durante a soldagem é submetida a temperaturas entre  $1100^{\circ}C$  (1373K) e  $900^{\circ}C$  (1173K). Esta região é caracterizada por uma granulação fina, pois como a temperatura não foi suficientemente elevada, o crescimento de grão não é significativo.

- *Região intercrítica (RI)*– nesta região parte da estrutura é transformada em austenita, que se decompõe durante o resfriamento.
- *Região subcrítica (RS)* – nesta região a temperatura está abaixo da temperatura eutetóide, portanto não estará sujeita à mudança nas morfologias dos microconstituintes.

**Figura 3:** Representação das regiões da ZTA de uma soldagem monopasse.



Fonte: SILVA, 2009.

A extensão de cada região descrita acima e a largura da ZTA dependem da quantidade de calor gerada pelo procedimento de soldagem. Aportes de calor mais elevados resultam em taxas de resfriamento mais lentas. Por isto, ele determina um fator determinante para a microestrutura final resultante.

Tem-se verificado que a fragilidade da ZTA pode ocorrer em todas as regiões, dependendo do tipo do aço e do processo de soldagem. Entretanto devido à sua granulometria e altas taxas de resfriamento, a região de grãos grosseiros é aquela que sempre tem apresentado a maior fragilidade dentre as demais regiões da ZTA.

## 2.8 Processos Utilizados na Soldagem dos Aços ARBL

A soldagem é definida como o “processo da união de dois ou mais materiais, similares ou dissimilares, produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada. Pode ser realizada com ou sem a utilização de um material de adição e através da presença ou ausência da aplicação de pressão. O processo de soldagem visa à união de duas ou mais peças, assegurando na junta a continuidade das propriedades físicas e químicas necessárias ao seu desempenho” (MARQUES et al. 2009)

Em relação à fabricação e construção de dutos e tubulações com aços da classificação API, a soldagem pode-se dividir em soldagem longitudinal das tubulações (soldagem de costura) e a soldagem transversal (soldagem de construção e montagem de dutos).

Os processos de soldagem mais comumente utilizados na soldagem de dutos em campo são: Soldagem ao Arco elétrico com Eletrodo Revestido (SMAW - *Shielded Metal Arc Welding*); com Arame Tubular (FCAW - *Flux Cored Arc Welding*); com Gás de Proteção (GMAW - *Gas Metal Arc Welding*); Soldagem ao Arco Submerso (SAW - *Submerged Arc Welding*) e Soldagem com Eletrodo de Tungstênio com Proteção Gasosa (GTAW - *Gas Tungsten Arc Welding*) ou TIG (*Tungsten Inert Gas*) (ROCHA, 2010).

Independentemente do processo de soldagem utilizado e, especialmente na soldagem de tubos acima do grau X70, a fim de prevenir a ocorrência de defeitos de soldagem, recomenda-se que seja dada especial atenção a: preparação da junta e alinhamento; pré-aquecimento adequado; limpeza entre passes; parâmetros de soldagem; não movimentar o tubo antes de completar o passe de raiz; dentre outros cuidados (ROCHA, 2010).

No caso da soldagem longitudinal de tubulações os processos mais utilizados são os SAW e a Soldagem por Resistência Elétrica (RW - *Electric Resistance Welding*). Na soldagem transversal de dutos, os processos mais utilizados são: os processos SMAW, GMAW e FCAW. (HILLERBRAND, 1997).

Atualmente o processo SMAW é o mais utilizado para a soldagem transversal. Entretanto, este processo vem sendo substituído pelo processo FCAW.

Mesmo com o desenvolvimento de novos materiais e processos de soldagem, o processo SMAW continua sendo empregado devido principalmente à: facilidade de uso; possibilidade de soldagem em condições de difícil acesso e em locais abertos; possibilidade de uso de fontes de soldagem motogeradoras; e por não necessitar de gás de proteção. Nele, a união dos metais é obtida pelo aquecimento destes com um arco estabelecido entre o eletrodo revestido e a peça. É um processo versátil e de manuseio fácil. A composição do revestimento tem funções como estabilizar o arco e proteger a poça de fusão e o metal de solda das contaminações da atmosfera, entre outras.

No processo FCAW a união dos metais é obtida pelo aquecimento destes através da formação de um arco elétrico entre um eletrodo tubular consumível, contínuo e a peça de trabalho. O fluxo de soldagem contido dentro do eletrodo protege o arco e o cordão de solda, mas esta proteção pode ser aumentada com a utilização de uma fonte externa de gás. Neste processo de soldagem, há uma menor susceptibilidade à formação de trincas induzidas pelo hidrogênio na solda quando comparado ao processo SMAW, pois o arame tubular é um consumível que resulta em um metal depositado com baixo teor de hidrogênio.

Na soldagem de aço de baixo carbono, particularmente para chapas de pequena espessura, eletrodos revestidos (ER) celulósicos e rutilicos podem ser usados. O primeiro para o passe de raiz devido ao seu maior poder de penetração. Contudo, para aços ligados e de alta resistência e para peças de grande espessura, alguns cuidados devem ser tomados ao se soldar com estes eletrodos devido à possibilidade da formação de trincas induzidas por hidrogênio. Para estes aços os eletrodos básicos devem ser utilizados e, quando for possível, substituir o eletrodo celulósico no passe de raiz pelo processo GTAW (MODONESI, 2010).

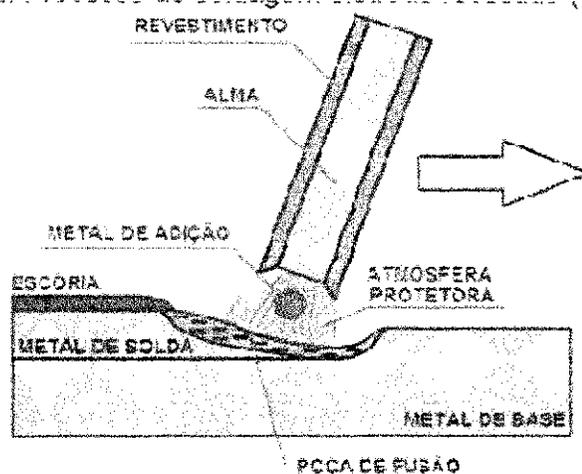
Ordoñez, (2004) estudou a soldagem do aço API X80 e a caracterização das propriedades mecânicas com diferentes tipos de arames tubulares (AT). Segundo ele, em função dos requisitos estabelecidos pelas normas API, a soldagem com arames tubulares pode apresentar melhor qualidade e produtividade, quando comparada com a soldagem SMAW realizada pelo processo tradicionalmente utilizado na soldagem de dutos.

### 2.8.1 Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SMAW)

O processo SMAW como dito anteriormente é um dos processos de soldagem mais utilizados, devido a sua grande versatilidade e simplicidade de manuseio, uso em locais de difícil acesso ou abertos e emprego em todas as posições de soldagem.

Neste processo a coalescência dos metais é obtida pelo aquecimento destes com um arco estabelecido entre o eletrodo revestido e a peça (Figura 4). O arco funde o eletrodo e a peça. A poça fundida é formada pelo metal fundido do eletrodo e de parte do metal de base. Os gases de combustão gerados pela queima do revestimento de eletrodo são responsáveis pela proteção da poça fundida.

Figura 4: Processo de soldagem eletrodo revestido (SMAW).



A soldagem com eletrodo revestido é basicamente uma operação manual, sendo o processo chamado também de soldagem a arco manual.

Nele, as principais variáveis operatórias são: tipo e diâmetro do eletrodo; tipo, polaridade e valor da corrente de soldagem; tensão e comprimento do arco; velocidade de soldagem; técnica de manipulação do eletrodo e a sequência de deposição e soldagem (MARQUES et al., 2009).

Quando comparado com outros processos como, soldagem com eletrodo consumível e proteção gasosa, a soldagem com eletrodo revestido tem as limitações de apresentar baixa produtividade, necessidade de

treinamento específico, geração de fumos e gases prejudiciais à saúde e necessidade de cuidados especiais com os eletrodos.

O eletrodo revestido é constituído por uma vareta metálica, a alma, recoberta por uma camada de fluxo, o revestimento. São os componentes do revestimento que irão influenciar a reação físico-química durante a soldagem. Uma parte destes componentes está presente no cordão de solda e na escória, enquanto que o restante transforma-se em gás que serve de proteção à poça de fusão (COUTINHO, 1998).

A composição do revestimento determina as características operacionais dos eletrodos e pode influenciar a composição química e as propriedades mecânicas da solda efetuada. O revestimento realiza ou possibilita reações de refino metalúrgico, estabilização do arco, a formação de uma camada de escória protetora, facilita a soldagem nas diversas posições, diminui a velocidade de resfriamento da solda, entre outras funções.

#### 2.8.1.1 Principais Tipos de Revestimento do Eletrodo

São quatro principais grupos de revestimentos de eletrodos para a soldagem de aços baixa e média liga: celulósico, rutilico, ácido e básico.

O *revestimento celulósico* possui uma elevada quantidade de material orgânico como a celulose, cuja decomposição no arco gera grande quantidade de gases que protegem o metal líquido. O aspecto do cordão não é bom, apresentando escamas irregulares. As características mecânicas da solda são consideradas boas, exceto a possibilidade de fragilização pelo hidrogênio. São eletrodos recomendados para a soldagem fora da posição plana, tendo grande aplicação na soldagem circunferencial de tubulações e na execução de passes de raiz em geral (MARQUES et al., 2009).

A celulose nos eletrodos celulósicos, durante a soldagem, decompõe-se em grande quantidade de hidrogênio. Estes eletrodos possuem uma quantidade de materiais celulósicos acima de 20%. Esta reação é responsável pela formação de gases de proteção, jato plasma e penetração do cordão de solda (CRANFIELD apud WAINER et al., 1992).

Devido ao seu maior poder de penetração estes eletrodos são os mais utilizados para o passe de raiz das tubulações, entretanto devido ao alto teor

de hidrogênio presente no seu revestimento, para os aços acima do grau X70 é imprescindível a utilização de eletrodos básicos nos passes posteriores, ou a utilização de outros processos de soldagem, tais como: GMAW e FCAW, pois seus consumíveis apresentam baixo teor de hidrogênio (ROCHA, 2010).

O *revestimento rutilico* possui quantidade significativa de  $TiO_2$  e produz uma escória abundante, densa e de fácil destacabilidade. Produz um cordão de bom aspecto com baixa ou média penetração. A sua resistência a fissuração a quente é relativamente baixa.

O *revestimento ácido* possui o revestimento baseado no óxido de ferro ( $Fe_2O_3$ ), óxido de manganês ( $MnO$ ) e em sílica. Produz escória ácida abundante e porosa, de fácil remoção. As propriedades da solda são consideradas boas para diversas aplicações, mas sua resistência à formação de trincas de solidificação é baixa (MARQUES et al., 2009).

Estes revestimentos geram poucos gases em relação aos eletrodos rutilicos e celulósicos. Sua característica é a alta taxa de deposição e grande penetração. É indicado apenas para aços de baixo teor de carbono e isento de enxofre (CRANFIELD apud WAINER et al., 1992).

O *revestimento básico* contém quantidade apreciável de carbonato de cálcio ( $CaCO_3$ ) e fluorita ( $CaF_2$ ), capaz de gerar uma escória básica que, juntamente com o dióxido de carbono gerado pela decomposição do carbonato, protege a solda do contato com a atmosfera. Esta escória exerce uma ação metalúrgica benéfica sobre a solda, dessulfurando-a e reduzindo o risco de formação de trincas de solidificação. Não possui substâncias orgânicas em sua formulação e, se armazenado e manuseado corretamente, produz soldas com baixo teor de hidrogênio, o que diminui o risco de fissuração e de fragilização induzidas por este elemento. A penetração é média, e o cordão apresenta boas propriedades mecânicas, particularmente quanto à tenacidade. Revestimentos básicos são altamente higroscópicos, e os eletrodos deste tipo requerem cuidados especiais de armazenagem e secagem (MARQUES et al., 2009).

Estes eletrodos são os recomendados para soldagem de aços com baixo e médio teor de carbono e aços-ligas. Pelo fato deste eletrodo depositar baixo teor de hidrogênio no metal de solda, é mais recomendado para soldagem de grande responsabilidade. (CRANFIELD apud WAINER et al., 1992).

- Considerações Finais sobre o Uso dos Eletrodos Revestidos

Segundo Modonesi, 2010, na confecção dos eletrodos revestidos, uma mistura de minerais, matéria orgânica, ferro-ligas e pó metálico ligados, em geral, com silicato de sódio ( $\text{Na}_2\text{O}_3\text{Si}$ ) ou de potássio ( $\text{K}_2\text{SiO}_3$ ) é extrudada junto com vareta de metal de adição formando o revestimento. Após esta etapa, os eletrodos são enfiados para secar e endurecer o revestimento. Quanto maior a temperatura do forno, menor deverá ser a quantidade final de umidade do revestimento. Entretanto a escolha desta temperatura depende também da composição do revestimento. Eletrodos rútilicos e celulósicos contêm material orgânico no revestimento e são enfiados a temperaturas, em geral, inferiores a  $200^\circ\text{C}$  (473K), pois temperaturas superiores podem danificar o material orgânico. Eletrodos básicos são enfiados para ressecagem à temperaturas mais elevadas, entre  $400$  e  $450^\circ\text{C}$  ( 473 e 723K), permitindo a retirada mais completa da umidade do revestimento. No caso dos eletrodos rútilicos e celulósicos, tanto a celulose quanto a umidade residual geram hidrogênio no arco e o teor de hidrogênio no metal depositado, que, medido por testes padronizados, pode ficar entre 20 e 30 partes por milhão (ppm). Eletrodos básicos, se armazenados e usados corretamente, apresentam um teor de H muito mais baixo no metal depositado.

Os eletrodos revestidos podem ser facilmente danificados se não forem adequadamente manuseados e armazenados. A falta destes cuidados leva à absorção de umidade e, desta forma, a um maior nível de hidrogênio potencial. Este pode ser novamente reduzido, submetendo-se os consumíveis a um tratamento de ressecagem à temperaturas entre  $250$  a  $450^\circ\text{C}$  (523 e 723K) de acordo com instruções do seu fabricante. Além da absorção de umidade, contaminação do metal de adição ou da peça por óleo e graxa é outra causa comum de uma maior presença de hidrogênio na solda.

Os eletrodos com o revestimento danificado, com a alma exposta, não devem ser utilizados em aplicações que tenham um mínimo de responsabilidade.

### 2.8.1.2 Código de Classificação dos Eletrodos Segundo a AWS

O sistema de classificação dos eletrodos mais difundido mundialmente e utilizado também no Brasil é o Sistema norte-americano normalizado pela *American Welding Society (AWS)*. Esta classificação é feita de acordo com o tipo de revestimento e o desempenho do eletrodo.

Ela consiste do prefixo E, designando eletrodo revestido, seguida por um conjunto de dígitos numéricos.

Os dois primeiro algarismos designam a resistência à tração mínima em 1000 psi (libra por polegada quadrada) na condição de como soldado. O terceiro algarismo indica a posição na qual o eletrodo é capaz de produzir soldas satisfatórias. Os dois últimos algarismos, em conjunto, indicam a corrente de soldagem e o tipo de revestimento.

Por exemplo, a classificação do eletrodo E 8010 indica que é um eletrodo revestido utilizado na soldagem manual ao arco elétrico, a resistência mínima a tração do metal depositado é 80000 psi. Os dois últimos dígitos indicam que pode ser usado em todas as posições de soldagem em corrente contínua pólo positivo e também que o mesmo é um eletrodo de revestimento tipo celulósico.

### 2.8.2 Soldagem a Arco com Eletrodo Tubular (*Flux Cored Arc Welding-FCAW*)

O processo FCAW é um processo onde a coalescência entre metais é obtida através do arco elétrico entre peça de trabalho e o eletrodo tubular metálico contínuo e consumível. A proteção do arco e do cordão de solda é feita pelo fluxo interno contido dentro do arame, que pode ser suplementada por um gás de proteção fornecido por uma fonte externa.

Este processo apresenta vantagens tais como: alto fator de trabalho, alta taxa de deposição e alto rendimento, resultando assim em uma alta produtividade e boa qualidade da solda. Por outro lado, do ponto de vista metalúrgico, a soldagem com arame tubular acumula as vantagens do processo SMAW, obtendo assim alta versatilidade, pois possibilita o ajuste da composição química do cordão de solda através da escolha adequada do fluxo

e facilita a soldagem em campo quando utiliza o arame auto protegido que dispensa o uso de gás.

A alta taxa de deposição do processo FCAW em comparação com os processos SMAW deve-se aos maiores valores da corrente de soldagem utilizada e, também, pela presença de uma delgada capa metálica externa, formadora do arame tubular, conduzindo corrente, e elevando sua densidade (NORRISH, 1992).

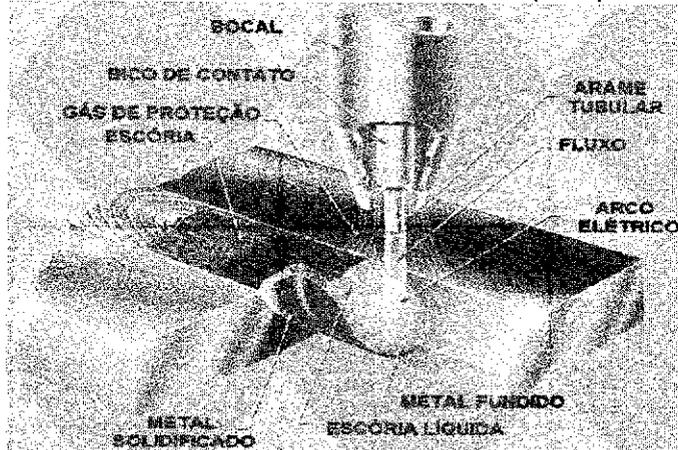
No processo FCAW é fundamental o controle dos parâmetros de soldagem, sempre buscando confiabilidade, eficiência e qualidade da soldagem. Estes parâmetros são: corrente de soldagem, tensão do arco elétrico; velocidade de soldagem; distância entre o bico de contato e peça e o ângulo de deslocamento da tocha.

Segundo Corimaya, (2009), a soldagem com arame tubular tem crescido muito nos últimos anos em função de sua elevada taxa de deposição do metal de adição, associada a adequadas propriedades mecânicas da junta soldada e ao desenvolvimento de novos tipos de consumíveis. O FCAW é utilizado na soldagem de uma ampla variedade de materiais e espessuras, tais como: aços ao carbono, aços de baixa liga e inoxidáveis usados na fabricação de vasos de pressão, tubulações, entre outros. No processo de soldagem FCAW existem duas variações básicas: o processo com gás de proteção (FCAW-G) e o processo de soldagem autoprotégido (FCAW-S).

#### 2.8.2.1 Soldagem com Arame Tubular com Proteção Gasosa (FCAW - G)

Neste caso o processo necessita de uma proteção gasosa externa e é subdividido em dois tipos: "flux cored", cujo fluxo pode ser rutilico ou básico; e o tipo "metal cored", que tem como fluxo somente pó metálico. Enquanto com arames com "flux cored" ocorre a formação de escória, o arame com fluxo metálico (metal cored) apresenta somente ilhas de sílica, semelhante aos arames sólidos; na Figura 5 observa-se uma representação do processo de soldagem FCAW – G (ALBUQUERQUE, 2010).

Figura 5: Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-G.



Fonte: Adaptado de Welding Handbook (1991)

Os gases utilizados geralmente para a proteção da poça de fusão são  $\text{CO}_2$  puro ou misturas desse gás com argônio (Ar) e, algumas vezes, com oxigênio (O) (ALBUQUERQUE, 2010).

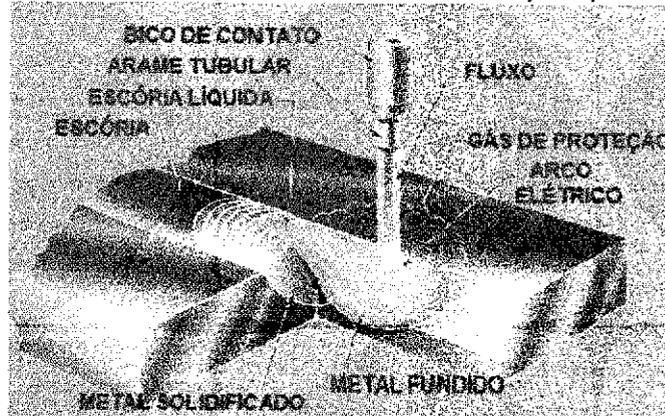
O gás de proteção tem influência no desempenho da soldagem FCAW-G. Sua função principal é proteger o metal fundido da oxidação, quando este é transferido do eletrodo para o metal base durante a soldagem. A utilização dos gases de proteção influencia no comportamento do processo, sendo que o gás  $\text{CO}_2$  proporciona um arco mais intenso com maior penetração. Por outro lado, a mistura de  $\text{CO}_2$  e Ar, é mais eficiente na função desoxidante, possibilitando um arco mais suave, e maiores velocidades de soldagem. (MACHADO, 1996).

O transporte de cilindros contendo esses gases de proteção se torna um fator negativo quando é necessária a soldagem em campo.

#### 2.8.2.2 Soldagem com Arame Tubular Autoprotégido (FCAW - S)

Neste caso o processo não necessita de proteção gasosa externa, pois os arames são desenvolvidos para gerar gases de proteção a partir de adições de elementos químicos no fluxo, semelhante aos eletrodos revestidos; na Figura 6 observa-se uma representação do processo de soldagem FCAW - S (ALBUQUERQUE, 2010).

**Figura 6:** Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-S.



Fonte: Adaptado de Welding Handbook (1991).

Na Figura 6 pode ser observado, em comparação com a Figura 5, a não representação do bocal da tocha e do fluxo de gás de proteção, pois este não é utilizado. Portanto, a soldagem FCAW-S não requer equipamento para gás de proteção, o que resulta numa maior facilidade de operação, que depende somente dos componentes do fluxo para proteger o arco da atmosfera, o que se torna uma vantagem na soldagem em campo. O fluxo produzido é responsável pela estabilização do arco elétrico, pela transferência de elementos liga e pelo controle da escoria (CORIMAYA, 2009).

O uso de arames tubulares com fluxo não metálico oferece muitas vantagens em comparação com a soldagem manual com eletrodos revestidos, como: taxas de deposição mais altas; ciclos de trabalho maiores; soldas de qualidade, livres de falta de fusão e aprisionamento de escória; penetração mais profunda, permitindo menos preparação de juntas (ALBUQUERQUE, 2010).

Uma das desvantagens deste processo é a porosidade no metal de solda. Como não há nenhuma proteção gasosa externa, nem um fluxo de solda que proteja eficazmente a área de soldagem, esta pode facilmente ser contaminada pelo ar (CORIMAYA, 2009).

Assim como os eletrodos revestidos, os arames tubulares contendo fluxo devem ser embalados de forma a garantir que eles não absorvam umidade durante os períodos de armazenagem e manuseio.

## 2.9 Comparação entre os Processos de Soldagem em Relação à Quantidade de Hidrogênio Difusível

Devido à sua elevada mobilidade atômica, a maior parte do hidrogênio absorvido durante a soldagem tende a se difundir rapidamente através do MS e MB, escapando destes em um período de horas ou dias. A quantidade de hidrogênio que escapa desta forma, durante um período determinado de tempo, é chamada de Hidrogênio Difusível. Devido a estas características, a quantidade de hidrogênio é relativamente fácil de ser determinada em um corpo de prova soldado.

Os diferentes métodos usados para este fim envolvem basicamente a têmpera (resfriamento rápido) de um corpo de prova após soldagem e a sua colocação em um ambiente fechado onde o hidrogênio é recolhido por um período de tempo a uma dada temperatura. Na sua forma mais comum, o recolhimento ocorre em um tubo coletor originalmente cheio de um líquido (geralmente glicerina ou mercúrio), medindo-se a quantidade de hidrogênio através do deslocamento pelo gás do líquido no alto do tubo. Mais recentemente, tem-se feito o recolhimento do hidrogênio em uma câmara fechada, medindo-se posteriormente o hidrogênio liberado por cromatografia gasosa. O hidrogênio difusível é expresso usualmente em ml/100g de metal depositado. Para processos de alta penetração, o peso de metal fundido, medido em seções transversais da solda, é mais usado. O Instituto Internacional de Soldagem (IIW) recomenda a seguinte terminologia para classificar os consumíveis quanto ao teor de hidrogênio difusível: (a) Muito baixo: 0 - 5 ml/100g, (b) Baixo: 5 - 10 ml/100g, (c) Médio: 10 - 20 ml/100g e (d) Alto: acima de 20 ml/100g de metal depositado (MODONESI, 2010).

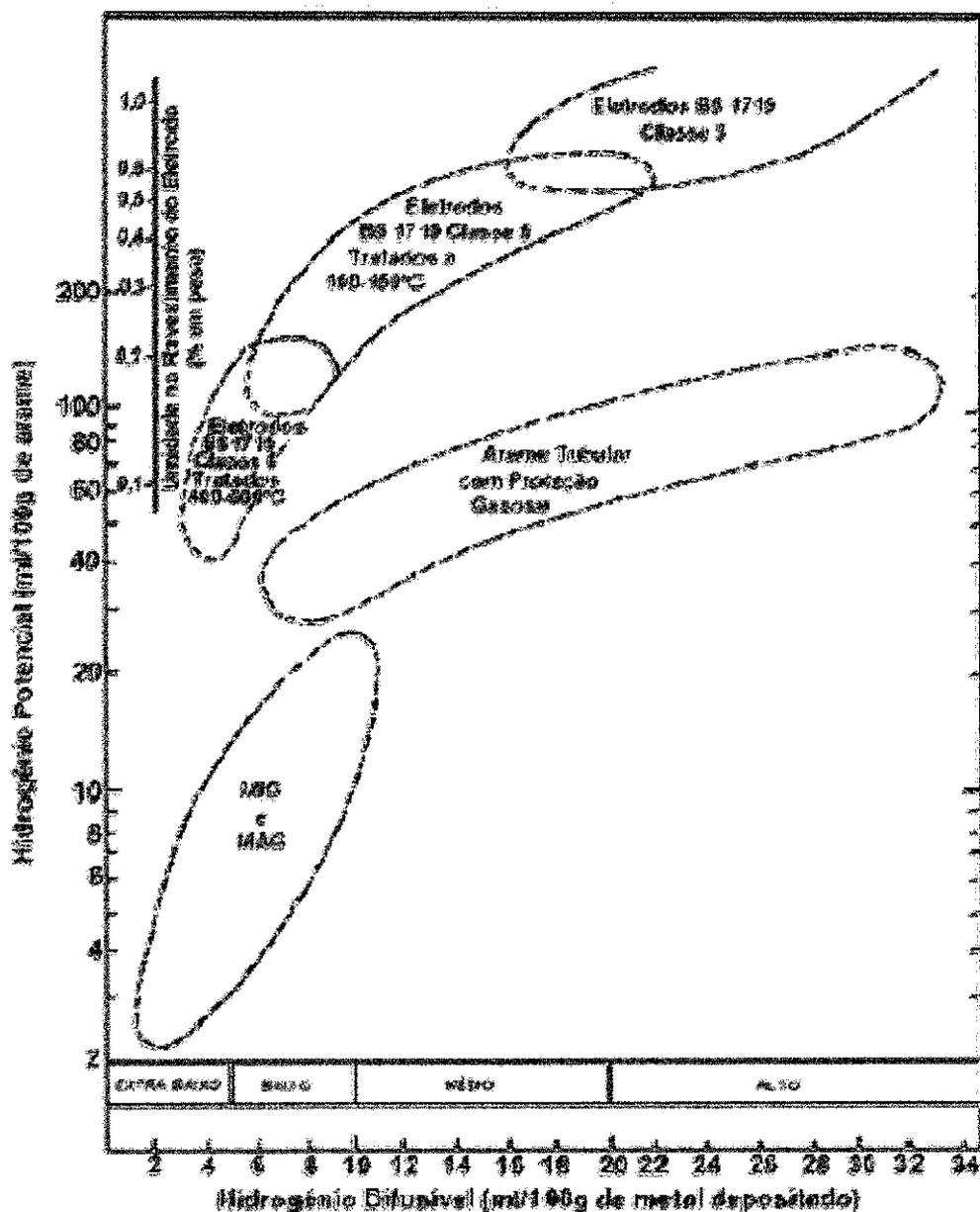
A quantidade de hidrogênio difusível depositada varia de muito baixa até alta de acordo com a utilização dos diferentes processos de soldagem, como observado no gráfico da Figura 7.

Para o processo FCAW com proteção gasosa a quantidade de hidrogênio pode estar entre baixa e alta. Já no processo SMAW a quantidade de hidrogênio depende do tipo de eletrodo usado e da umidade do revestimento, variando assim, de extra baixa a alta (CALOI, 2008).

Portanto, deve ser avaliada a influência de cada parâmetro utilizado durante a soldagem, para que esta quantidade de hidrogênio não cause uma má qualidade da junta soldada.

O processo de soldagem SMAW apresenta uma concentração de hidrogênio difusível pela poça de fusão em torno de 4 a 20ml /100g de metal depositado, para os eletrodos básicos. Esta quantidade esta dentro dos padrões de baixo a médio teor de hidrogênio (AWS, 1991).

**Figura 7:** Comparação entre as quantidades de hidrogênio difusível depositado pelos diferentes processos de soldagem.



Fonte: Modonesi, 2010.

O hidrogênio difusível não representa todo o hidrogênio que é absorvido pela poça de fusão durante a soldagem, já que parte deste é liberada durante a solidificação e outra permanece presa no material (hidrogênio residual) por longos períodos de tempo (MODONESI, 2010).

## 2.10 Trincas a Frio Induzidas por Hidrogênio

A fissuração por hidrogênio é considerada como um dos mecanismos de formação de trincas mais comum na soldagem de aços carbono e de baixa e média liga, principalmente aqueles que são temperáveis, isto é, que ocorre formação de martensita durante a soldagem.

A fissuração pelo hidrogênio é muitas vezes citada na literatura técnica com diferentes nomes, como: *cold cracking* - fissuração a frio, *delayed cracking* - fissuração retardada, *underbead cracking* - fissuração sob o cordão e *toe cracking* - fissuração na margem do cordão (MODONESI, 2010).

Como citado anteriormente, as condições principais necessárias para que as trincas a frio ocorram são o nível de tensões, a susceptibilidade da microestrutura e a presença de hidrogênio na junta soldada. Essas condições apresentam a mesma importância, mas dependendo da situação, uma delas pode ser predominante.

A presença de tensões aumenta a intensidade de solicitação mecânica na região sensível à fragilização.

A presença de hidrogênio pode abaixar o nível de tensão para o qual a trinca pode ocorrer. Quanto mais duro é o material, maior é a intensificação de tensões de contração por causa da restrição, ou seja, a falta de liberdade para acomodação das tensões impostas na solda pelas diferentes partes da junta. As tensões promovem a deformação plástica do material, que por sua vez, aumenta o número de discordâncias, que são responsáveis pelo transporte do hidrogênio para as extremidades dos entalhes. A nucleação das trincas induzidas por hidrogênio também está associada a pontos concentradores de tensões, como por exemplo, cantos vivos da raiz da solda, ou heterogeneidades microestruturais, que exibem mudanças bruscas na dureza, tal como inclusões de escória, interface ferrita martensita, ou ainda contornos de grãos. Além disso, o grau de concentração de tensões depende da forma

das inclusões. Inclusões mais circulares geram menores tensões que inclusões alongadas (CALOI, 2008).

Uma microestrutura frágil de elevada dureza na região da solda aumenta a chance de fissuração pelo hidrogênio. Esta microestrutura reduz a capacidade de acomodação das tensões na região da solda. Portanto uma microestrutura macia tolera sem trincar, uma maior quantidade de hidrogênio que as microestruturas mais duras. As microestruturas finais da junta soldada dependem diretamente da temperabilidade e da taxa de resfriamento.

A soldagem de aços de maior temperabilidade é mais crítica. Assim, como já mencionado, é comum o uso de fórmulas de Carbono Equivalente (Equação 1) para estimar a sensibilidade do aço à fissuração.

Condições de soldagem que favorecem o desenvolvimento de velocidades elevadas de resfriamento facilitam a fissuração por gerar microestruturas mais duras e dificultar a saída do hidrogênio para a atmosfera.

A taxa de resfriamento é função do aporte de calor, da temperatura de pré-aquecimento, da espessura e da geometria da junta.

As microestruturas resultantes de altas taxas de resfriamento ou baixa energia de soldagem são as mais sensíveis a trincas a frio, que é o caso da martensita, que é uma microestrutura de baixa tenacidade e, portanto susceptível à trincas por hidrogênio.

Dependendo da sua composição química e das condições térmicas da soldagem o metal de solda também pode apresentar tais microestruturas.

O hidrogênio pode ser absorvido pela poça de fusão e incorporado à solda a partir de material orgânico ou de umidade existente nos consumíveis de soldagem ou na superfície da junta. Este hidrogênio absorvido pela poça de fusão pode ser transferido, por difusão, para a ZTA. Assim, é importante manter os eletrodos higroscópicos armazenados em lugares adequados e secos, promovendo a secagem em estufa dos mesmos antes de utilizá-los (CALOI, 2008).

A fissuração pelo hidrogênio ocorre entre cerca de 100 e 200°C (373K e 473K). Assim, a manutenção da solda acima desta faixa de temperatura por um período adequado de tempo, permite a difusão do hidrogênio para fora da junta, reduzindo a chance de formação de trincas (MARQUES et al., 2009).

O maior risco de ocorrer trincas induzidas por hidrogênio é quando a temperatura está próxima da temperatura ambiente, já que estas ocorrem algumas horas após o término da soldagem. É possível, assim, evitar trincas a frio em uma microestrutura suscetível tomando medidas que reduzam a taxa de resfriamento e aumentam a difusão do hidrogênio, como o pré-aquecimento ou mantendo a temperatura suficientemente elevada pelo pós-aquecimento até que uma quantidade suficiente de hidrogênio já tenha difundido para fora da solda. Com o pré-aquecimento é possível fazer um controle da taxa de resfriamento propiciando microestruturas de baixa dureza, diminuindo a suscetibilidade de ocorrência de trincas a frio.

Os três primeiros fatores descritos (presença de hidrogênio, tensões e microestrutura sensível) são interdependentes. Se um deles estiver presente com alta intensidade, a fissuração pode ocorrer mesmo que o nível dos outros fatores não seja elevado. O quarto fator, ou seja, que o material esteja no intervalo de temperaturas de fragilização, é sempre necessário.

Esta forma de fissuração é um dos problemas mais graves de soldabilidade dos aços, particularmente com processos de baixa energia, como na soldagem a arco com eletrodos revestidos, sendo um dos assuntos mais estudados nesta área.

#### *2.10.1 Medidas para se Minimizar a Fissuração a Frio Induzida por Hidrogênio*

A presença de trincas é inaceitável ou indesejável em grande número de componentes soldados. No caso de fissuração pelo hidrogênio, o problema é ainda complicado pela ocorrência de um período de tempo entre a soldagem e o aparecimento da trinca e pela dificuldade, em várias situações, de se detectar a presença da trinca. O risco de fissuração pelo hidrogênio é minimizado atuando-se em um ou mais dos fatores que favorecem sua formação.

De uma forma resumida, estas medidas podem ser agrupadas em:

- Seleção de um material menos sensível ao TIH, baseando-se na quantidade de CE;
- Redução no nível de tensões, pela adoção de diferentes medidas, inclusive no projeto do componente, para evitar condições com uma restrição elevada na solda. Deve-se evitar a presença de soldas muito próximas

umas das outras ou sequências de montagem que causem tensões elevadas de origem externa. Na execução das soldas, a adoção de sequências especiais de deposição e cuidados para se evitar a presença de concentradores de tensão como mordeduras, reforço excessivo e falta de penetração na raiz também ajuda a minimizar o nível de tensões localizadas na solda e, portanto, a fissuração;

- Seleção do processo e consumível de soldagem utilizados, que também irão influenciar na susceptibilidade do material ao TIH. Os consumíveis devem ser escolhidos de acordo com a aplicação e levando-se em consideração a presença de certos elementos em suas composições, que são agravantes no aparecimento do trincamento.
- Controle das condições de resfriamento que é realizado pelo uso de pré-aquecimento ou de um maior ou menor aporte térmico durante a soldagem. Quanto maior o aporte térmico, mais difícil à ocorrência do TIH.
- Realização de um pré-aquecimento ou um tratamento térmico após a soldagem.

O pré-aquecimento consiste em aquecer parte ou toda a estrutura até uma temperatura adequada antes do início de sua soldagem. Este procedimento diminui os gradientes térmicos, causando uma redução da velocidade de resfriamento, possibilitando a formação de uma estrutura mais macia na ZTA e propiciando um maior tempo para que o hidrogênio escape da peça antes que se atinjam as temperaturas de fragilização. Além disso, este procedimento diminui a umidade superficial da peça, que pode ser uma fonte de hidrogênio. Na soldagem multipasses, a temperatura entre passes também deve ser controlada, evitando-se que atinja valores tanto elevados, o que pode causar problemas de tenacidade por causa da fissuração. Pode-se aquecer uniformemente toda a peça ou, mais comumente, apenas a região da junta. Neste caso, deve-se garantir que uma faixa suficientemente larga do material seja aquecida até uma temperatura adequada (por exemplo, 75 mm de cada lado da junta) (MODONESI, 2010).

A escolha da temperatura correta de pré-aquecimento não é simples devido ao grande número de variáveis envolvidas (custo, composição do aço, espessura e tipo de junta, teor de hidrogênio, nível de restrição, forma de pré-aquecimento). De uma maneira geral, esta temperatura é escolhida com base

em normas técnicas, testes de fissuração, experiência prévia ou, simplesmente, adotando-se regras conservadoras (MODONESI, 2010).

A aplicação de um pós-aquecimento também reduz a formação de trincas a frio.

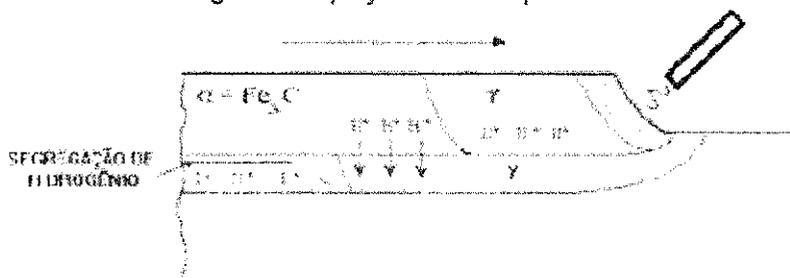
### 2.10.2 Hidrogênio na Solda

- **Mecanismo de Difusão de Hidrogênio durante a Soldagem**

O mecanismo de difusão do hidrogênio vai depender de como os íons de hidrogênio se dissolvem nas fases do ferro.

O esquema apresentado na Figura 8 ilustra como ocorre a difusão do hidrogênio durante a soldagem.

**Figura 8:** Difusão de hidrogênio da poça de fusão para a ZTA durante a soldagem.



Fonte: Granjon, 1969.

À medida que o cordão de solda vai sendo depositado, o hidrogênio que entra na poça de fusão tende a se difundir para as regiões austeníticas, onde sua solubilidade é mais alta.

Na figura supõe-se que o metal de adição seja menos temperável que o metal de base, que é a situação mais comum. Sendo assim, o metal de solda com teor de carbono mais baixo do que a ZTA transforma-se de austenita em ferrita e perlita antes da ZTA se transformar de austenita em martensita. Devido à baixa solubilidade do hidrogênio na ferrita próxima à austenita da ZTA, o hidrogênio é rejeitado para esta região, conforme representado pelas setas (SILVA, 2001).

À medida que a temperatura na ZTA diminui o hidrogênio não consegue mais escapar. Passado algum tempo, começa a associar-se a outros átomos

de hidrogênio formando gás hidrogênio que tende então a distorcer ou forçar a estrutura cristalina, abrindo microtrincas que associadas às tensões residuais, evoluem até atingirem um tamanho ideal para propagação. Quando a estrutura é dúctil consegue acomodar estas distorções, entretanto se houver uma estrutura dura e frágil como a martensítica o trincamento ocorrerá. Apesar da grande mobilidade à temperatura ambiente, do átomo de hidrogênio, este leva um tempo razoável para se difundir o que faz com que a abertura da trinca ocorra algum tempo após a soldagem (SILVA, 2001).

Em aços submetidos a tratamentos termo-mecânicos, particularmente a resfriamento acelerado ao final de laminação controlada, pode-se conseguir elevados níveis de resistência mecânica com teores de liga relativamente baixos. Neste caso, a temperabilidade do metal base pode ser similar à do metal de solda e a fissuração pelo hidrogênio na zona fundida torna-se mais comum (MODONESI, 2010).

Vale ressaltar que o hidrogênio total contido na junta soldada é a soma do hidrogênio difusível, ou seja, aquele que mesmo na temperatura ambiente difunde para a superfície escapando do metal sólido e do hidrogênio residual, aquele que difunde somente a temperaturas elevadas. O hidrogênio mais perigoso para a formação de trincas é o hidrogênio difusível, pois pode escapar do metal de solda para a ZTA, induzindo a formação de trincas na ZTA. Já o hidrogênio residual não difunde pelo MS, permanecendo preso no material por longos períodos de tempo (CALOI, 2008).

### **2.11 Ensaios para Avaliação da Suscetibilidade à Formação de Trincas a Frio em Juntas Soldadas**

Há diversos ensaios para avaliar a suscetibilidade de juntas soldadas ao trincamento induzido pelo hidrogênio (TIH). Eles têm o propósito de determinar os parâmetros de soldagem adequados, a temperatura de pré-aquecimento mínima necessária para reduzir o risco à formação de trincas na junta soldada, o tipo de processo de soldagem, tipos de consumíveis, o metal base, entre outros.

Estes ensaios são desenvolvidos para avaliar uma região específica, zona termicamente afetada (ZTA) e/ou metal de solda (MS).

Os ensaios para avaliar a suscetibilidade ao TIH podem ser classificados em Ensaio de Restrição Externa (ou testes indiretos) e Ensaio Auto-Restritivos (ou testes diretos).

Os *ensaio de restrição externa* caracterizam-se por possuir uma força aplicada externamente ao corpo de prova, simulando a tensão encontrada na solda (SAWHILL et al., 1974). Estes testes permitem correlacionar a tensão aplicada com a formação de trincas na junta soldada e dependem do nível de restrição imposto, da forma do chanfro e do cordão de solda, o que dificulta a avaliação da influência desses fatores separadamente (CORIMAYA, 2009).

Para os *testes de auto-restrição* nenhuma carga externa é aplicada durante a avaliação, porém, as tensões se originam da própria montagem do corpo de prova, levando à formação de trincas. O nível de tensões internas da solda acontece devido às contrações térmicas e as tensões de transformação microestrutural geradas durante o processo de soldagem. (CHAKRAVARTI et al., 1993). As contrações térmicas e as transformações microestruturais dependem tanto da energia de soldagem como da temperatura de pré-aquecimento, variando assim a taxa de resfriamento da junta soldada (CORIMAYA, 2009).

As restrições geradas dependem da geometria do corpo prova e da geometria do cordão de solda o que torna difícil distinguir qual destes é mais influente nos níveis de restrição. (CHAKRAVARTI et al., 1993)

A Tabela 1 apresenta um resumo dos principais ensaios para avaliar as trincas induzidas pelo hidrogênio. Nesta tabela podem ser observados tanto os testes auto-restritivos quanto os testes com restrição externa em relação à localização das trincas.

**Tabela 1:** Principais ensaios para a avaliação de trincas de hidrogênio em juntas soldadas.

Teste	Restrição	Localização da trinca
Trincamento com aumento de tensão ( <i>Augmented strain cracking – ASC</i> )	Externa	ZTA/MS
Ruptura com carga constante ( <i>Constant load rupture– CLR</i> )	Externa	ZTA
Controle térmico severo ( <i>Controlled thermal severity – CTS</i> )	Externa	ZTA
Lacuna granular em chapa ( <i>Gapped bead on plate – G-BOP</i> )	Auto-Restrição	MS
Teste de Implante ( <i>Implant test</i> )	Externa	ZTA/MS
Teste com limitação ( <i>Lehigh restraint test</i> )	Externa	ZTA/MS
Trincamento com tensão longitudinal ( <i>Longitudinal bead-tensile cracking – LB-TRC</i> )	Externa	MS
Trincamento com curvatura longitudinal ( <i>Longitudinal bend cracking – LBC</i> )	Externa	MS
Trincamento com limitação rígida ( <i>Rigid restraint racking – RRC</i> )	Externa	ZTA/MS
Trincamento com limitação de tensão ( <i>Tensile restraint cracking – TRC</i> )	Externa	ZTA/MS
Teste TEKKEN de junta Y	Auto-Restrição	ZTA/MS

Fonte: (CORIMAYA, 2009).

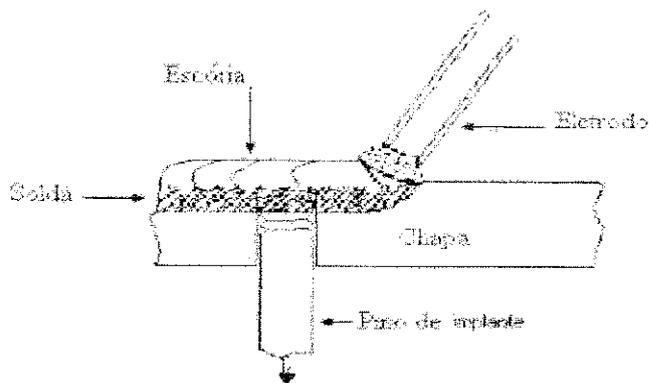
### 2.11.1 Ensaio de Implante

O Ensaio de Implante é utilizado para avaliar a fragilização por hidrogênio na ZTA e no MS da solda.

É um teste de soldabilidade com restrição controlada que quando comparado com outros testes que operam com cargas externas, o teste de implante é diferenciado pela pequena quantidade de material necessário aos ensaios e pelas baixas cargas requeridas (GRANJON, 1969).

O método para avaliação da susceptibilidade ao trincamento através do teste de implante fornece informações para os seguintes campos de aplicações: qualificação do procedimento de soldagem, comparação entre consumíveis, caracterização da susceptibilidade ao trincamento do material de base para um dado procedimento de soldagem, nível de restrição e teor de hidrogênio do material de adição (SILVA, 2001). A Figura 9 representa esquematicamente o teste de implante.

**Figura 9:** Representação do Teste de Implante.



Fonte: MARIA et al. 1987.

Neste ensaio um corpo de prova denominado implante, tem o formato cilíndrico e é usinado do material a ser testado, entalhado e colocado através de um furo numa chapa de aço que serve como base e que apresenta condutividade térmica equivalente ao material do implante.

Um cordão de solda com os parâmetros determinados é então depositado na chapa, fundindo a extremidade de implante, que é imediatamente carregado após uma pequena queda de temperatura da solda, segundo a Norma Francesa – NF A 89 – 100.

Após a soldagem e em uma temperatura determinada, uma carga trativa constante é aplicada ao implante por no mínimo 16 horas, impondo ao mesmo uma deformação. No caso de ocorrência de fratura, o tempo até a fratura do implante é determinado. Depois de um tempo pré-determinado de aplicação de carga, no caso de não ter ocorrido a fratura do implante, a montagem chapa/implante é descarregada e qualquer trinca que estiver presente no nível do entalhe na ZTA é investigada (AFNOR, 1991).

Uma série de testes é executada em diferentes níveis de carga. Para níveis de carga menores, o tempo de incubação (para que as moléculas de hidrogênio se associem) antes que o implante frature é mais longo. Num nível suficientemente baixo de carga, o corpo de prova não falha, sendo portanto, uma das medidas da resistência do material ao trincamento a frio para uma determinada condição de soldagem.

A característica mais importante do ensaio de implante é a axialidade de aplicação da carga durante o ensaio, que deverá ser aplicada de forma uniforme, sem choques e efeitos de torção ou flexão.

Após a realização do teste, é feita a medição e quantificação das trincas e/ou microtrincas presentes através da microscopia óptica ou eletrônica de varredura.

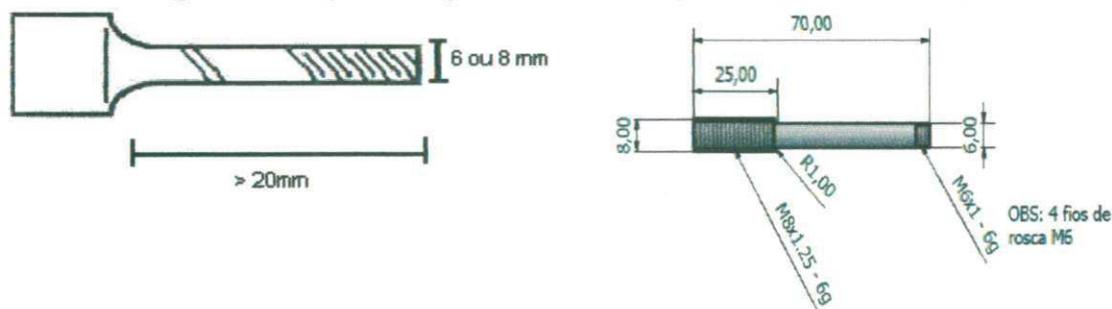
- **Formas, Dimensões e Especificações da Norma AFNOR NF A89-100**

De acordo com a norma AFNOR NF A89-100 de 1991, as formas, dimensões e especificações dos pinos de implante e das chapas suporte utilizadas neste estudo, devem ser da seguinte forma:

### **Implante**

- ✓ Direção de remoção do implante: paralela à direção de laminação;
- ✓ Posição de remoção na espessura da chapa: metade da espessura, se esta for  $\leq 25\text{mm}$  ou  $\frac{1}{4}$  da espessura se esta for,  $> 25\text{mm}$ ;
- ✓ Espessura mínima da chapa da qual o implante pode ser retirado: 10mm;
- ✓ Diâmetro do implante: 6 ou 8 mm;
- ✓ Comprimento do implante:  $> 20\text{ mm}$ ;

**Figura 10:** Representação do Pino de Implante. (Ver em Anexo)



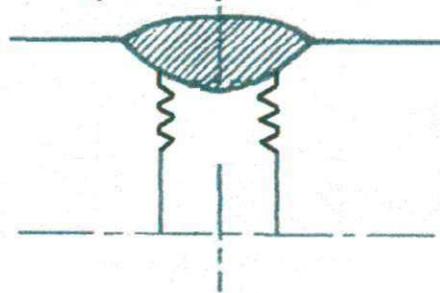
### **Entalhe**

- ✓ Forma: V;
- ✓ Profundidade:  $0,5\text{mm} \pm 0,05\text{mm}$ ;
- ✓ Ângulo do entalhe:  $40^\circ$  ou  $45^\circ$ ;
- ✓ Raio da ponta do entalhe:  $0,1\text{mm} \pm 0,01\text{mm}$ ;

Segundo a norma AFNOR NF A89-100 o entalhe pode ser de duas formas: circular ou helicoidal, sendo este último o utilizado neste estudo.

A altura da parte entalhada deve ser tal que a zona de grãos grosseiros da ZTA esteja incluída dentro desta parte. Para o caso de entalhe helicoidal, a distância entre os entalhes, ou seja, o passe, deve ser de 1 mm.

**Figura 11: Representação do Entalhe helicoidal.**



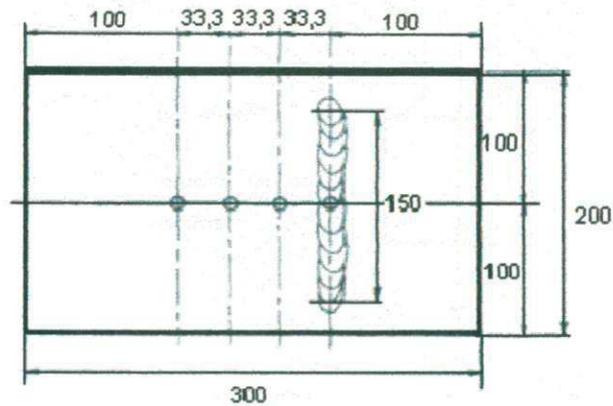
Fonte: AFNOR, 1991.

Devido às dificuldades encontradas em posicionar o entalhe circular na ZTA, o entalhe helicoidal proposto na norma NF A89-100 se torna mais fácil de ser utilizado, pois este tipo de entalhe garante que haverá uma zona sensível na ZTA.

### **Chapa de suporte**

- ✓ Composição: similar a do implante ou aço C-Mn comum;
- ✓ Número de arranjos de implantes por chapa: 4;
- ✓ Comprimento: 300 mm;
- ✓ Largura: 200 mm;
- ✓ Espessura: no mínimo 20 mm;
- ✓ Usinagem dos furos da chapa: entre 0,05 mm e 0,15 mm;

**Figura 12:** Representação da Chapa suporte (Dimensão em mm).



Fonte:AFNOR, 1991.

### **Aplicação da carga**

- ✓ Temperatura de início da aplicação da carga: entre 100 e 150°C (373 e 423K);
- ✓ Tempo de aplicação da carga: no mínimo 16 horas;
- ✓ Tensão recomendada: são recomendados 2 níveis de tensão: tensão de escoamento e  $\frac{1}{2}$  da tensão de escoamento do aço a ser testado.

O Teste de Implante foi escolhido nesta pesquisa, pois a partir dele, pode-se avaliar a susceptibilidade do aço ao trincamento induzido por hidrogênio na zona termicamente afetada e no metal de solda do aço estudado; porque a aplicação de uma carga externa permite a aplicação de uma tensão pré-determinada com maior exatidão; devido a um melhor controle das variáveis envolvidas no processo e a pouca quantidade de material requerido para a execução do teste.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

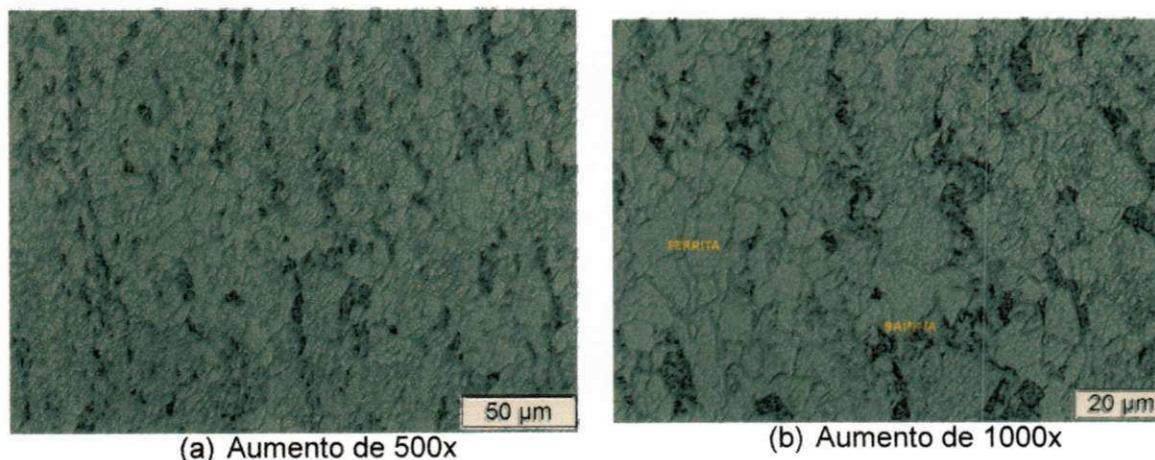
Neste capítulo estão expostas as informações necessárias para a compreensão da execução dos ensaios. Nele, estão apresentados e descritos todos os procedimentos experimentais empregados nos ensaios, assim como os equipamentos e materiais utilizados.

#### 3.1 Materiais Utilizados

O desenvolvimento do trabalho envolveu o estudo do aço de alta resistência e baixa liga da família API Classe 5L, denominado X80. Este aço apresenta tensão de escoamento mínima de 552 MPa (API, 2004).

As amostras foram fornecidas em forma de chapa de aço (produzida pela USIMINAS e cedida pela CONFAB) com espessura 19,00 mm. Sua microestrutura original apresenta ferrita, estrias alargadas de bainita e constituinte M-A. Este é denominado ferrítico-bainítico (Figura 13).

**Figura 13:** Microestruturas do Aço API 5L-X80.



A Tabela 2 apresenta a composição química (% em peso) da chapa do aço API 5L X80, que foi utilizado no estudo.

**Tabela 2:** Composição química do aço API 5L X80.

<b>Elemento</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Cu</b>	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>
	0,084	0,23	1,61	0,029	0,011	0,135
<b>Elemento</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Al</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Fe</b>
	0,17	0,015	0,035	0,011	0,011	97,66

Fonte: SOARES, 2011.

Os valores do Carbono Equivalente ( $CE_{IWW}$ ) e do Parâmetro do Carbono Equivalente ( $P_{CM}$  %) calculados pelas equações 1 e 2 são respectivamente, 0,419 e 0,193.

Na Tabela 3 estão apresentados os valores das propriedades mecânicas do aço API 5L X80.

**Tabela 3:** Propriedades Mecânicas do aço API 5L X80.

<b>Propriedade Mecânica</b>	<b>Valor</b>
Limite de escoamento – LE	561 MPa
Limite de Resistência – LR	683 MPa
Alongamento – $\epsilon$	34 %
Dureza (HV-10)	206
Tenacidade (-20°C)	143 J

Fonte: SOARES, 2011.

Os dados apresentados nas Tabelas 2 e 3 mostram conformidade com os requisitos da norma API 5L (2004) em termos de composição química e propriedades mecânicas do aço.

Como material de suporte foram utilizadas chapas de aço carbono SAE 1020 com 25,4mm de espessura e dimensões de 200 X 300 mm. Este material foi caracterizado por microscopia óptica e suas características atendem as especificações exigidas pela Norma AFNOR NF A 89-100, na qual o Ensaio de Implante é baseado.

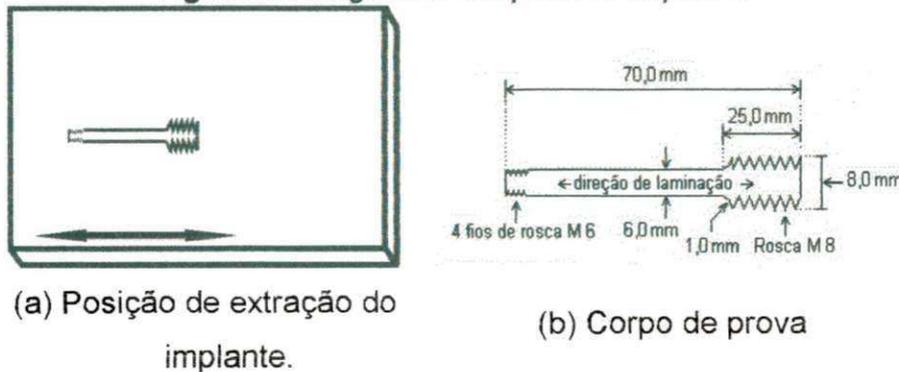
## 3.2 Métodos

### 3.2.1 Teste de Implante

A opção pelo Teste de Implante para o estudo da susceptibilidade do aço API 5L X80 ao trincamento induzido por hidrogênio foi feita devido a possibilidade de aplicação de uma tensão pré-determinada com maior exatidão a partir da utilização de uma carga externa; devido a um melhor controle das variáveis envolvidas no processo e a pouca quantidade de material requerido para a execução do teste.

Para o teste, corpos de prova cilíndricos com diâmetro de 6,0 mm, foram extraídos da chapa do aço API 5L X80, na direção paralela à direção de laminação da chapa e usinados de acordo com as especificações da norma, conforme a Figura 14.

**Figura 14:** Diagramas dos pinos de Implante.

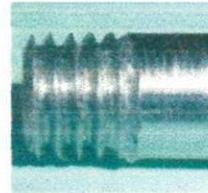


Os entalhes poderiam ser circulares ou helicoidais (AFNOR, 1991). Optou-se pelos últimos, por ser mais fácil posicioná-los na ZTA de cada solda.

A Figura 15 apresenta um implante já usinado.

**Figura 15:** Pinos de implante.

(a) Imagem.



(b) Detalhe do entalhe helicoidal.

A fim de garantir que as dimensões dos implantes estivessem corretas, eles foram aferidos com o auxílio de um paquímetro.

Antes das soldagens as chapas suporte foram preparadas, identificadas e os resíduos superficiais (resultantes da oxidação) foram eliminados por meio de lixamento mecânico. Os implantes, também identificados e limpos com álcool e lenço de papel, Figura 16.

**Figura 16:** Limpezas.

(a) Limpeza da chapa

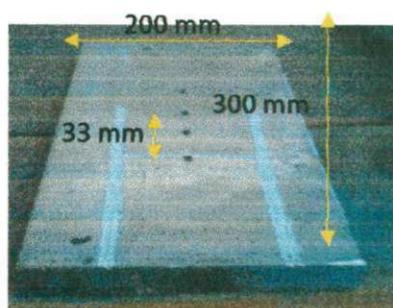


(b) Limpeza do implante

### 3.2.1.1 Soldagem dos Pinos de Implante

Após a preparação das chapas suporte e dos implantes, estes foram inseridos nos furos das chapas, o pré-aquecimento determinado para cada condição de soldagem foi aplicado e então o cordão de solda foi depositado na chapa, fundindo a extremidade do implante, Figura 17.

**Figura 17:** Chapa suporte.



(a) detalhe dos furos na chapa suporte antes da soldagem.



(b) implante inserido no furo.



(c) cordão de solda depositado.

A temperatura ambiente, a temperatura de pré- aquecimento e a temperatura exata em que a carga foi aplicada foram medidas com o auxílio de um termômetro digital infravermelho marca ICEL TD-961 TD, mostrado na Figura 18. O termômetro utilizado possui capacidade de medir temperaturas variando entre  $- 50^{\circ}\text{C}$  e  $550^{\circ}\text{C}$  (223K e 823K). O termômetro foi colocado a uma distância de aproximadamente 40 cm da chapa com o implante.

**Figura 18:** Termômetro digital infravermelho.

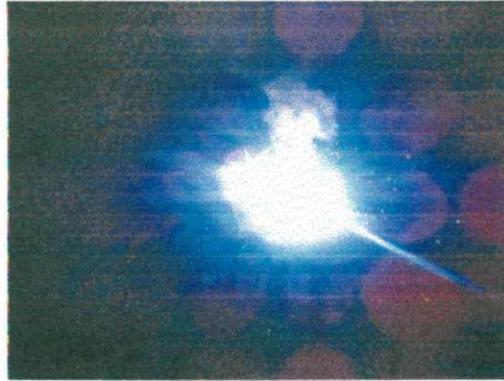


Todo os ensaios foram realizados no Laboratório de Soldagem (LabSol) da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Campina Grande, como mostrado na Figura 19.

**Figura 19:** Soldagem dos corpos de prova.



(a) antes.



(b) durante a execução.

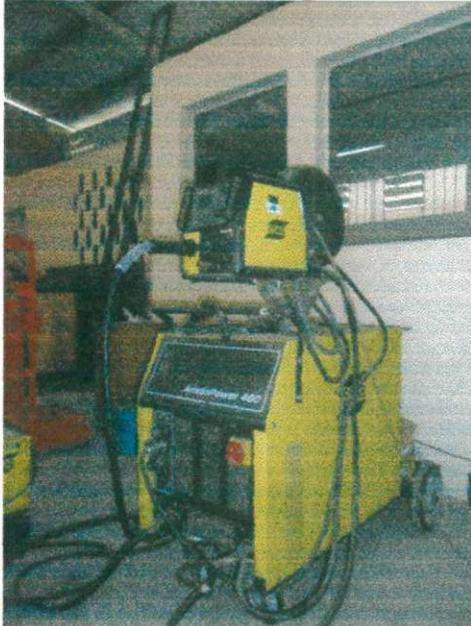
- *Fontes de Soldagem*

A seguir serão apresentadas as características operacionais dos dois equipamentos utilizados para a realização das soldagens neste trabalho.

A fonte de energia utilizada na soldagem pelos processos SMAW com o eletrodo celulósico AWS E 8010 foi o equipamento da BAMBOZZI Modelo TRR 2600 com as seguintes características: Fonte de corrente constante utilizada com eletrodo CA e CC (35-340 A), tensão de circuito aberto (80V) , alimentação elétrica trifásica e tensão de alimentação entre 220 e 440 KVA (Figura 20 b).

A fonte de energia utilizada na soldagem do processo SMAW com o eletrodo básico AWS E 8018-G e no processo FCAW com dois arames foi o equipamento da ESAB denominado comercialmente como Aristopower 460. É uma fonte de corrente constante (CC:10-500A) e tensão constante (CV:80V), trifásica com uma potencia aparente de 29KVA (Figura 20 a).

**Figura 20:** Fontes utilizadas na soldagem.



(a) ESAB/Aristopower 460



(b) Bambozzi.

- *Consumíveis de soldagem*

Os consumíveis de soldagem utilizados neste trabalho foram cedidos pela ESAB. A literatura vigente foi utilizada para a escolha dos mesmos. As especificações dos consumíveis utilizados em cada processo estão apresentadas na Tabela 4.

**Tabela 4:** Relação de consumíveis utilizados.

Processo de soldagem utilizado	Especificação do Consumível utilizado	Diâmetro (mm) Φ
<b>SMAW</b>	Revestimento Celulósico AWS E 8010	4,00
	Revestimento Básico AWS E 8018-G	4,00
<b>FCAW</b>	Autoprotégido AWS E 91T8-K8	1,60
	Com proteção gasosa (75% Ar -25%CO <sub>2</sub> ) AWS E 91T1-G	1,20

Fonte: ESAB.

A Tabela 5 apresenta as composições químicas dos consumíveis utilizados, fornecidas pelo fabricante.

**Tabela 5:** Composições químicas dos consumíveis utilizados.

Eletrodo	Elemento (% em peso)									
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	Al	Cr	V
<b>E 8010</b>	0,07	0,60	0,13	-	-	0,70	0,30	-	-	-
<b>E 8018-G</b>	0,06	1,10	0,40	-	-	1,65	-	-	-	-
<b>E 91T8-K8</b>	0,06	1,92	0,17	-	-	0,83	-	0,90	-	-
<b>E 91T1-G</b>	0,06	1,20	0,40	-	-	0,85	0,15	-	-	-

Fonte: ESAB.

A utilização de eletrodos com diferentes composições químicas teve como objetivo avaliar a influência desta variável na susceptibilidade do X80 ao TIH.

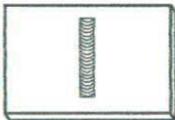
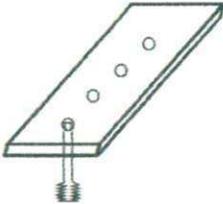
Com relação aos consumíveis utilizados na soldagem SMAW, optou-se por utilizar um tipo celulósico e outro básico para se avaliar a influencia de suas características quanto ao TIH.

Com relação aos consumíveis utilizados na soldagem FCAW, foram utilizados um arame autoprotetido e outro com proteção gasosa para avaliar a influencia da proteção da poça de fusão em relação à susceptibilidade ao TIH. O processo com a proteção gasosa proporciona a solda um menor risco de fragilização por hidrogênio. O processo autoprotetido que dispensa a utilização do gás é mais atrativo para a soldagem das tubulações em campo, devido a sua facilidade de execução.

Por fim, os efeitos dos consumíveis, pré-aquecimento e tensão aplicados foram correlacionados e ponderados no que diz respeito às melhores condições executadas.

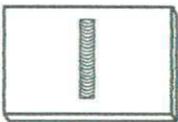
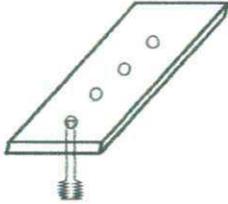
As soldas executadas pelo processo SMAW seguiram as Especificações de Procedimentos de Soldagem mostrados nas Tabelas 6 e 7.

**Tabela 6:** Especificação do Procedimento de Soldagem dos pinos de implante (EPS1).

Processo de Soldagem: SMAW		Tipo: Manual				
Metal do pino: API 5L X80 Chapa suporte : 19,00 (Espessura) Eletrodo: AWS E 8010, $\phi = 4,0\text{mm}$	<i>Passe único</i>		<i>Croquis da CHAPA E PINO</i>			
						
Temperatura de Pré-Aquecimento		Posição:				
100°C (373K) ou 150°C (423K)		Plana				
<i>Técnica</i>						
Cordão: Filetado		Limpeza: Esmerilhamento/escovamento				
Corrente: Contínua		Polaridade: (+)				
Condição		Temp. Pré Aquecimento (°C)	Tensão aplicada (MPa)	Corrente (A)	Tensão (V)	H [kJ/mm]
1	A	100	280,5	110	28,00	1,0
	B	100	280,5	110	27,85	1,4
	C	100	280,5	110	29,63	1,3
2	A	100	420,75	110	30,26	1,1
	B	100	420,75	110	26,77	1,2
	C	100	420,75	110	27,49	1,2
3	A	150	280,5	110	31,30	1,6
	B	150	280,5	110	30,45	1,6
	C	150	280,5	110	29,60	0,9
4	A	150	420,75	110	31,65	1,3
	B	150	420,75	110	31,69	1,3
	C	150	420,75	110	30,74	1,2

Rendimento Térmico – 0,80

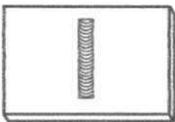
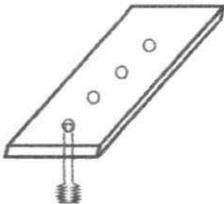
**Tabela 7:** Especificação do Procedimento de Soldagem dos pinos de implante (EPS2).

Processo de Soldagem: SMAW		Tipo: Manual				
Metal do pino: API 5L X80 Chapa suporte : 19,00 (Espessura) Eletrodo: AWS E 8018-G, $\phi = 4,0\text{mm}$	<i>Passo único</i>		<i>Croquis da CHAPA E PINO</i>			
						
Temperatura de Pré-Aquecimento		Posição:				
100°C (373K) ou 150°C (423K)		Plana				
<i>Técnica</i>						
Cordão: Filetado			Limpeza: Esmerilhamento/escovamento			
Corrente: Contínua			Polaridade: (+)			
Condição		Temp. Pré Aquecimento (°C)	Tensão aplicada (MPa)	Corrente (A)	Tensão (V)	H [kJ/mm]
5	A	100	280,5	126,17	17,38	1,0
	B	100	280,5	125,00	21,13	1,0
	C	100	280,5	125,83	21,20	1,2
6	A	100	420,75	129,43	20,10	1,3
	B	100	420,75	133,29	19,08	1,2
	C	100	420,75	125,67	21,38	1,0
7	A	150	280,5	168,33	23,80	2,0
	B	150	280,5	84,33	32,98	1,2
	C	150	280,5	126,86	22,47	1,3
8	A	150	420,75	123,71	21,97	1,3
	B	150	420,75	121,67	20,83	1,2
	C	150	420,75	126,67	22,38	1,3

Rendimento Térmico – 0,80

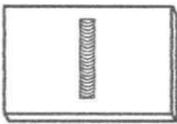
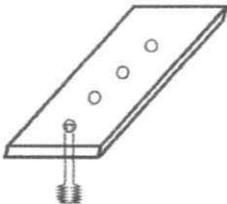
As soldas executadas pelo processo FCAW seguiram as Especificações de Procedimentos de Soldagem mostrados nas Tabelas 8 e 9.

**Tabela 8:** Especificação do Procedimento de Soldagem dos pinos de implante (EPS3).

Processo de Soldagem: FCAW			Tipo: Manual			
Metal do pino: API 5L X80 Chapa suporte: 19,00 (Espessura) Eletrodo: AWS E 91T8-K8, $\phi = 1,6\text{mm}$	<i>Passe único</i>		<i>Croquis da CHAPA E PINO</i>			
						
Temperatura de Pré-Aquecimento			Posição:			
100°C (373K) ou 150°C (423K)			Plana			
<i>Técnica</i>						
Cordão: Filetado			Limpeza: Esmerilhamento/escovamento			
Corrente: Contínua			Polaridade: (+)			
<i>Condição</i>		<i>Temp. Pré Aquecimento (°C)</i>	<i>Tensão aplicada (MPa)</i>	<i>Corrente (A)</i>	<i>Tensão (V)</i>	<i>H [kJ/mm]</i>
9	A	100	280,5	26,70	143,18	2,3
	B	100	280,5	27,12	154,89	2,6
	C	100	280,5	26,91	149,04	4,0
10	A	100	420,75	26,61	123,34	2,8
	B	100	420,75	26,59	121,21	6,1
	C	100	420,75	26,62	125,46	4,6
11	A	150	280,5	26,63	137,72	2,4
	B	150	280,5	26,64	126,17	3,0
	C	150	280,5	26,64	131,95	3,0
12	A	150	420,75	26,79	143,06	3,0
	B	150	420,75	26,57	147,44	3,4
	C	150	420,75	26,56	147,23	3,4

Rendimento Térmico – 0,85

**Tabela 9:** Especificação do Procedimento de Soldagem dos pinos de implante (EPS4).

Processo de Soldagem: FCAW			Tipo: Manual			
Metal do pino: API 5L X80 Chapa suporte : 19,00 (Espessura) Eletrodo: AWS E E91T1-G, $\phi = 1,2\text{mm}$	<i>Passe único</i>		<i>Croquis da CHAPA E PINO</i>			
						
Temperatura de Pré-Aquecimento			Posição:			
100°C (373K) ou 150°C (423K)			Plana			
<i>Técnica</i>						
Cordão: Filetado			Limpeza: Esmerilhamento/escovamento			
Corrente: Contínua			Polaridade: (+)			
<i>Condição</i>		<i>Temp. Pré Aquecimento (°C)</i>	<i>Tensão aplicada (MPa)</i>	<i>Corrente (A)</i>	<i>Tensão (V)</i>	<i>H [kJ/mm]</i>
13	A	100	280,5	36,30	112,58	2,9
	B	100	280,5	34,12	114,87	2,8
	C	100	280,5	36,01	115,67	4,1
14	A	100	420,75	34,83	111,23	3,7
	B	100	420,75	33,90	110,6	2,2
	C	100	420,75	34,83	113,89	3,0
15	A	150	280,5	36,70	134,84	4,5
	B	150	280,5	34,87	135,47	3,7
	C	150	280,5	35,90	137,9	3,9
16	A	150	420,75	38,10	113,76	3,2
	B	150	420,75	35,85	115,9	3,6
	C	150	420,75	34,72	114,89	3,2

Rendimento Térmico – 0,85

Gás de proteção – 25% CO<sub>2</sub> + 75% Ar (vazão de 20l/min)

### 3.2.1.2 Equipamento para o Teste de Implante

Os Testes de Implante foram realizados em um equipamento, apresentado na Figura 21, especificamente desenvolvido para este fim por Silva (2003), No Laboratório de Robótica Simulação e Soldagem do Departamento de Engenharia Mecânica da Escola de Engenharia, da UFMG, gentilmente emprestado pelo Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense.

**Figura 21:** Máquina de teste de implante.



A máquina é composta de uma célula de carga, um equipamento de aquisição de dados da carga, um macaco hidráulico de 3 toneladas, um suporte para anilhas responsável pela carga aplicada, 2 anilhas de 2Kg, 2 anilhas de 3Kg, 2 anilhas de 4Kg e 18 anilhas de 10Kg, como mostrado na Figura 22. Os detalhes do aparelho de aquisição dos dados, do macaco hidráulico e da posição do corpo de prova estão apresentados na Figura 23.

**Figura 22:** Detalhes da máquina de teste de implante (célula de carga e anilhas).



**Figura 23:** Detalhes do equipamento.



(a) aparelho para aquisição de dados de carga.



(b) macaco hidráulico.



(c) posição dos corpos de prova.

A célula de carga foi conectada a um computador o qual, por meio do programa de aquisição de dados, gerou os gráficos que comprovaram a aplicação de carga constante durante todo o ensaio. A carga foi aplicada manualmente pela liberação do macaco hidráulico que sustentava as anilhas.

A reação do pino ao carregamento foi monitorada por uma placa de aquisição de dados através de medidas da tensão elétrica gerada pela célula de carga acoplada à garra do pino.

O procedimento do Teste de Implante funcionou da seguinte forma: cada implante foi inserido no furo passante da chapa suporte, nivelado com a superfície da chapa e a solda foi realizada de acordo com as variáveis pré-determinadas. Em seguida o implante foi aparafusado em uma rosca presa à célula de carga.

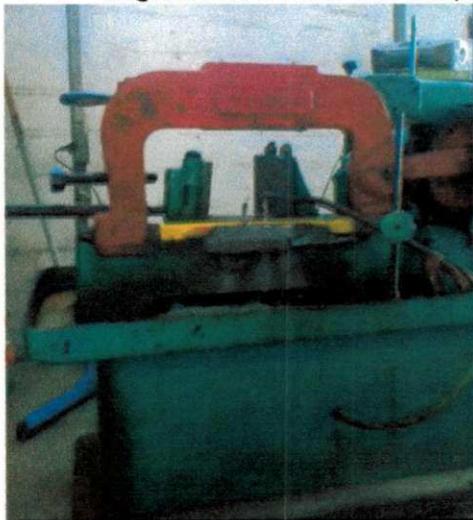
A carga foi aplicada após a soldagem quando a temperatura da solda atingiu a temperatura  $100^{\circ}\text{C}$  (373K), seguindo a Norma AFNOR NF A89-100 de 1991, que diz que a fixação da carga estática de tração no implante pode ser efetuada, conforme escolha entre  $100^{\circ}\text{C}$  (373K) ou  $150^{\circ}\text{C}$  (423K). No presente estudo, a aplicação da carga ocorreu na temperatura de  $100^{\circ}\text{C}$  (373K).

Segundo a norma AFNOR NF A89-100 as cargas deveriam ser aplicadas durante no mínimo 16 horas. Neste estudo, a aplicação de carga foi feita durante 24h.

Após as 24 h de ensaio, o conjunto implante-chapa suporte foi retirado da máquina, a chapa foi cortada na direção paralela ao cordão de solda de forma que o implante soldado ficasse posicionado no centro (Figura 24).

Cada seção foi então cortada, novamente transversalmente a solda, no centro do implante com um disco de corte para que o mínimo de material fosse perdido, já que cada implante possui diâmetro de 6,0 mm. Então cada amostra de implante foi obtida para ser depois embutida para as análises.

**Figura 24:** Cortes das chapas. (a) na serra e (b) detalhe do corte.



(a) na serra.



(b) detalhe do corte.

### 3.2.2 Análise Metalográfica

Os seguintes equipamentos foram utilizados para a preparação dos corpos de prova soldados para a execução da análise metalográfica:

- Serra de fita;
- Cortadeira metalográfica;
- Lixadeira e politriz;
- Máquina fotográfica digital e
- Régua graduada.

As Análises Metalográficas foram feitas cortando-se os pinos com as chapas suportes até ser atingido um tamanho necessário para o embutimento.

Todas as amostras de implantes foram preparadas para a metalografia, sendo cortadas e lixadas mecanicamente com as lixas com granulação de 100 a 1200 e depois polidos com pasta de alumina 4 ( $1,00\mu\text{m}$ ), 3 ( $0,30\mu\text{m}$ ) e 2 ( $0,05\mu\text{m}$ ).

Posteriormente as amostras foram atacadas quimicamente com solução de ácido nítrico e álcool (Nital) a 1% com tempos da ordem de 20s, a fim de revelar a microestrutura.

A preparação para o ensaio de metalografia foi realizada no Laboratório de Metalografia da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Campina Grande.

As análises por Microscopia Óptica foram realizadas no microscópio óptico OLYMPUS BX 51M, interligado a um computador contendo o programa MSQ® analisador de imagens microestruturais. Também se utilizou o microscópio OLYMPUS SZ40 para os registros fotográficos de cada amostra. Como apresentados na Figura 25.

**Figura 25:** Microscópios ópticos.



(a) OLYMPUS BX51M.

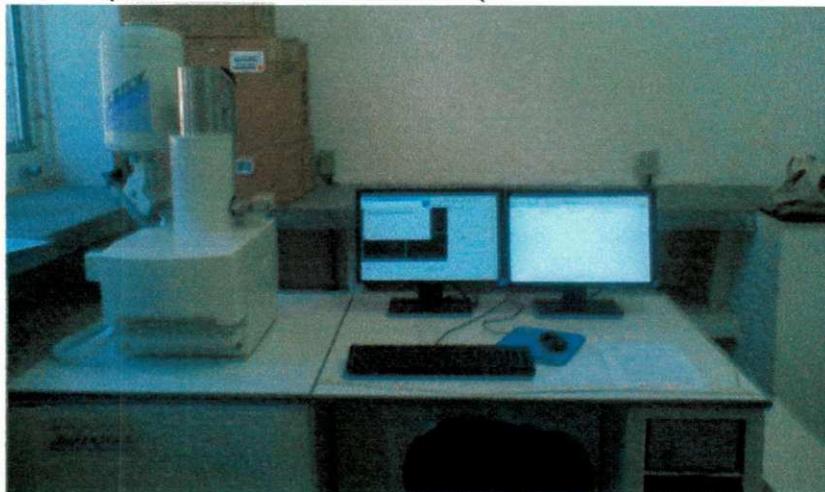


(b) OLYMPUS SZ40.

As análises por Microscopia Eletrônica de Varredura foram realizadas no microscópio eletrônico de varredura SHIMADZU modelo SSX-550 interligado a um computador analisador de imagens (Figura 26).

As análises microscópicas ajudaram a identificar a microestrutura do material.

**Figura 26:** Microscópio Eletrônico de Varredura (SHIMADZU - Modelo SSX-550).



O interesse das análises metalográficas esteve voltado para as microestruturas produzidas na ZTA das juntas soldadas conforme o foco deste estudo.

### *3.2.3 Perfil de Dureza*

Após a realização das metalografias, as mesmas amostras foram submetidas a ensaios de Microdureza Vickers. O microdurômetro utilizado é da marca Future Tech, modelo FM-700, como apresentado na Figura 27.

**Figura 27:** Microdurometro (Future Tech - Modelo FM-700).



As medições foram realizadas em regiões bem próximas aos entalhes, onde estavam localizadas as trincas existentes e também na ZTA.

A Figura 28 apresenta a secção transversal de uma amostra seccionada para análise metalográfica e de microdureza.

**Figura 28:** Representação esquemática dos ensaios de microdureza.



Na execução do ensaio de microdureza foi aplicada uma carga de 100 gramas força (gf) por 30 segundos. Esta metodologia empregada teve por finalidade o conhecimento do gradiente de dureza próximo às trincas e na ZTA.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Carbono Equivalente

Os valores dos Carbonos Equivalente (CE IIW) e dos Parâmetros ( $P_{cm}$  %) calculados pelas equações 1 e 2 para o aço API 5L X80 e para os consumíveis estão apresentados na Tabela 10.

**Tabela 10:** Valores de CE e  $P_{cm}$  no aço API 5L X80 e nos consumíveis.

	<b>CE</b>	<b><math>P_{cm}</math></b>
API 5L X80	0,193	0,419
AWS E 8010	0,277	0,136
AWS E 8018-G	0,353	0,156
AWS E 91T8-K8	0,435	0,175
AWS E 91T1-G	0,367	0,157

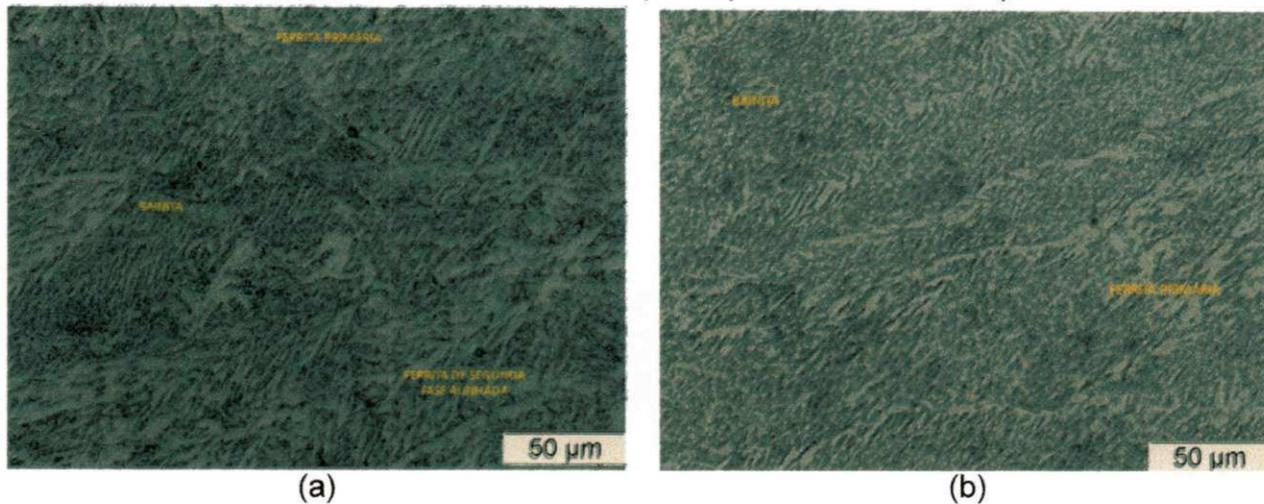
Todos os valores de CE e  $P_{cm}$ s dos consumíveis utilizados estão dentro dos limites indicados pela norma API 5L (2004), que estabelece que o valor máximo de  $P_{cm}$  não deve ultrapassar 0,25 e o do CE 0,45. Entretanto, estes limites podem variar de acordo com as condições de soldagem, principalmente o nível de hidrogênio presente na junta.

### 4.2 Microestruturas Obtidas no Metal de Solda

#### 4.2.1 Temperatura de Pré-Aquecimento - 100 °C (373K)

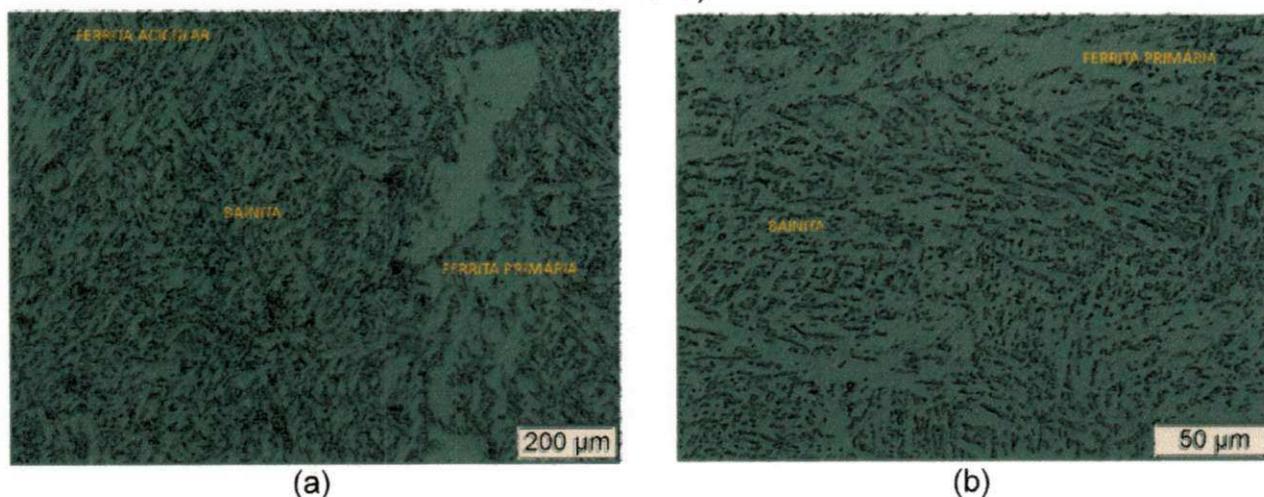
A partir de uma inspeção qualitativa observou-se que a microestrutura do metal de solda utilizando como metal de adição, o eletrodo revestido do tipo celulósico (AWS E 8010), apresentou uma microestrutura com presença de Bainita, Ferrita Primária e de Segunda Fase Alinhada. Já com a utilização do eletrodo AWS E 8018-G do tipo básico a microestrutura apresentou-se predominantemente bainítica com trilhas de Ferrita Primária, conforme ilustrado na Figura 29.

**Figura 29:** Microestruturas dos metais de solda (a) utilizando o eletrodo AWS E 8010 e (b) o eletrodo AWS E 8018. (Pré-aquecimento de 100°C)



Com a utilização do arame tubular autoprotetido AWS E91T8-K8 como metal de adição, foi possível à obtenção de uma microestrutura bainítica e um pouco de Ferrita Acicular e Primária. Já com o arame tubular AWS E91T1-G com proteção gasosa, a microestrutura do metal de solda apresentou Bainita e Ferrita Primária (PF), conforme está apresentado na Figura 30. Esta maior quantidade de PF pode ser atribuída aos maiores valores de energia de soldagem utilizados na soldagem com o processo FCAW quando comparado com os valores utilizados no processo SMAW, apesar da maior quantidade de Mn presente nos arames tubulares.

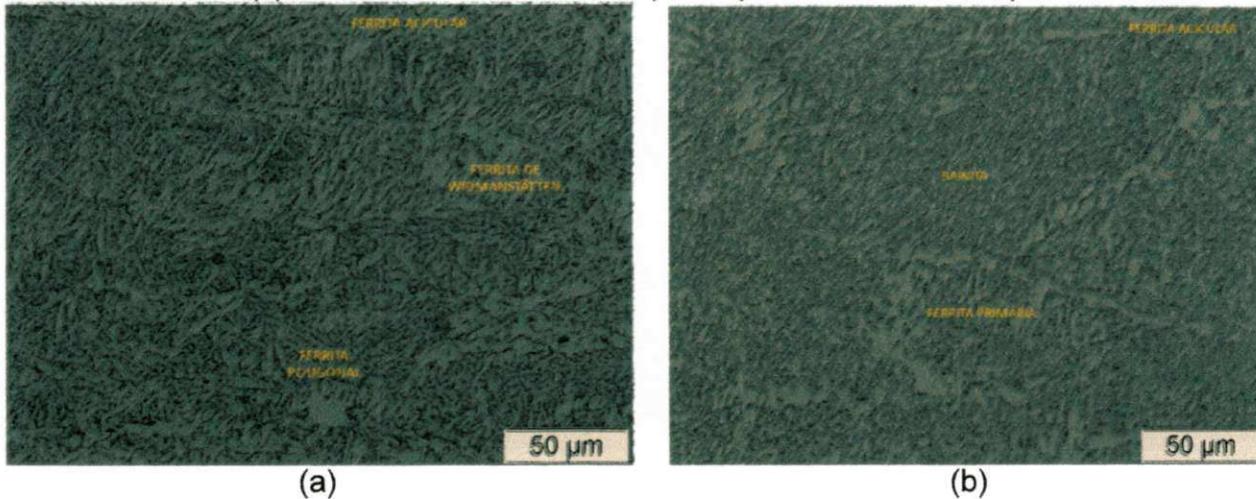
**Figura 30:** Microestruturas dos metais de solda (a) utilizando o arame AWS E 91T8-K8 autoprotetido e (b) o arame AWS E 91T1-G com proteção gasosa. (Pré-aquecimento de 100°C)



#### 4.2.2 Temperatura de Pré-Aquecimento – 150°C (423K)

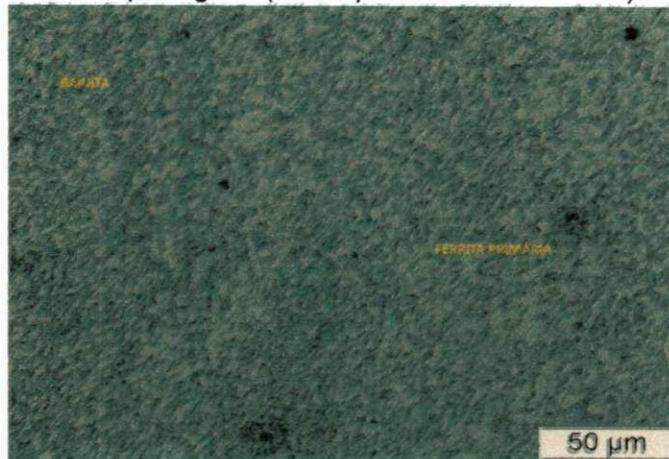
As microestruturas dos metais de solda ao se aumentar a temperatura de pré-aquecimento para 150 °C não apresentaram mudanças significativas. A partir de uma inspeção qualitativa observou-se que a microestrutura do metal de solda com a utilização do metal de adição tipo celulósico apresentou uma microestrutura com presença de Ferrita Acicular e Poligonal e um pouco de Bainita e Ferrita de Widmanstätten. Já com a utilização de um metal de adição tipo básico a microestrutura apresenta-se predominantemente bainítica com Ferrita Primária e pouca Ferrita Acicular (Figura 31).

**Figura 31:** Microestruturas dos metais de solda (a) utilizando o eletrodo AWS E 8010 e (b) o eletrodo AWS E 8018-G. (Pré-aquecimento de 150°C)

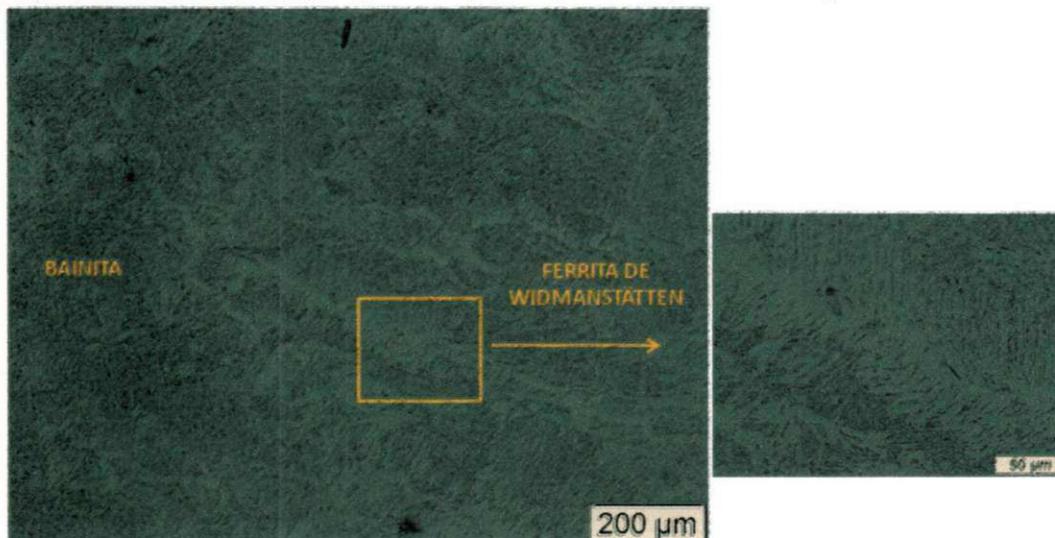


Com a utilização do arame tubular autoprotégido como metal de adição foi possível à obtenção de uma microestrutura predominantemente bainítica e com presença de Ferrita Primária, como mostrado na Figura 32. Com proteção gasosa, apresentou Bainita e Ferrita de Widmanstätten (Figura 33).

**Figura 32:** Microestruturas do metal de solda utilizando o arame AWS E 91T8-K8 autoprotégido. (Pré-aquecimento de 150°C)



**Figura 33:** Microestruturas do metal de solda utilizando o arame AWS E 91T1-G com proteção gasosa. (Pré-aquecimento de 150°C)



### 4.3 Microestruturas Obtidas na ZTA

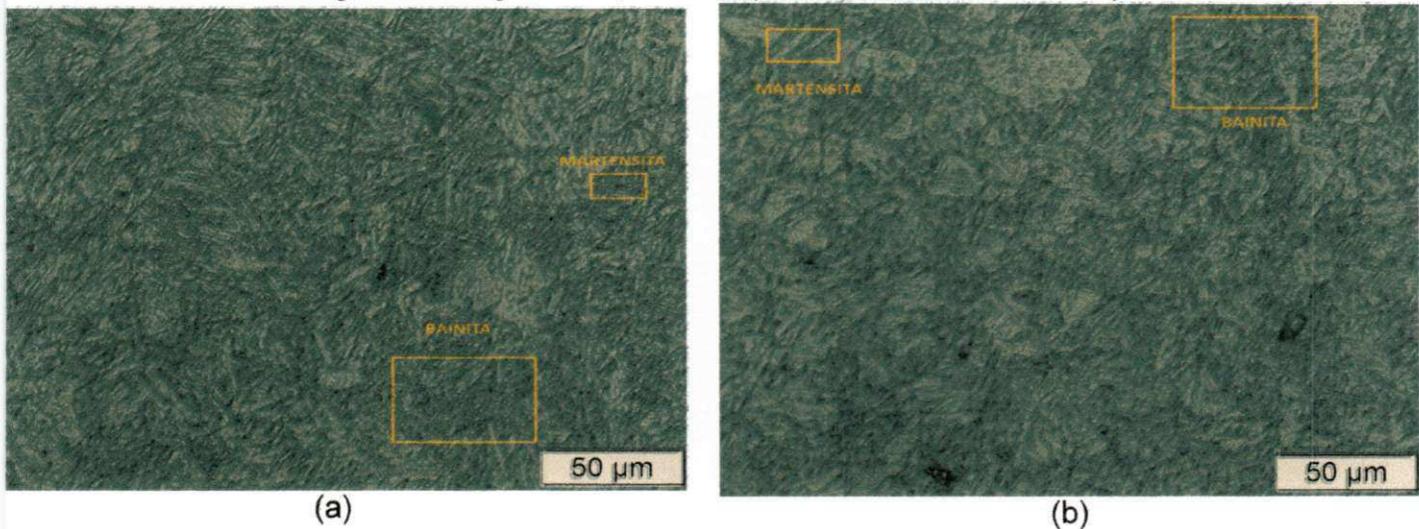
#### 4.3.1 Grãos Grosseiros

##### 4.3.1.1 Temperatura de Pré-Aquecimento – 100°C (373K)

A partir de uma inspeção qualitativa observou-se que a região de Grãos Grosseiros (GG) da ZTA nas soldagens pelo processo SMAW utilizando os eletrodos AWS E 8010 (celulósico) e o eletrodo AWS E8018 (básico) com energias de soldagem de 1,3 kJ/mm e 1,2 kJ/mm, respectivamente, observou-

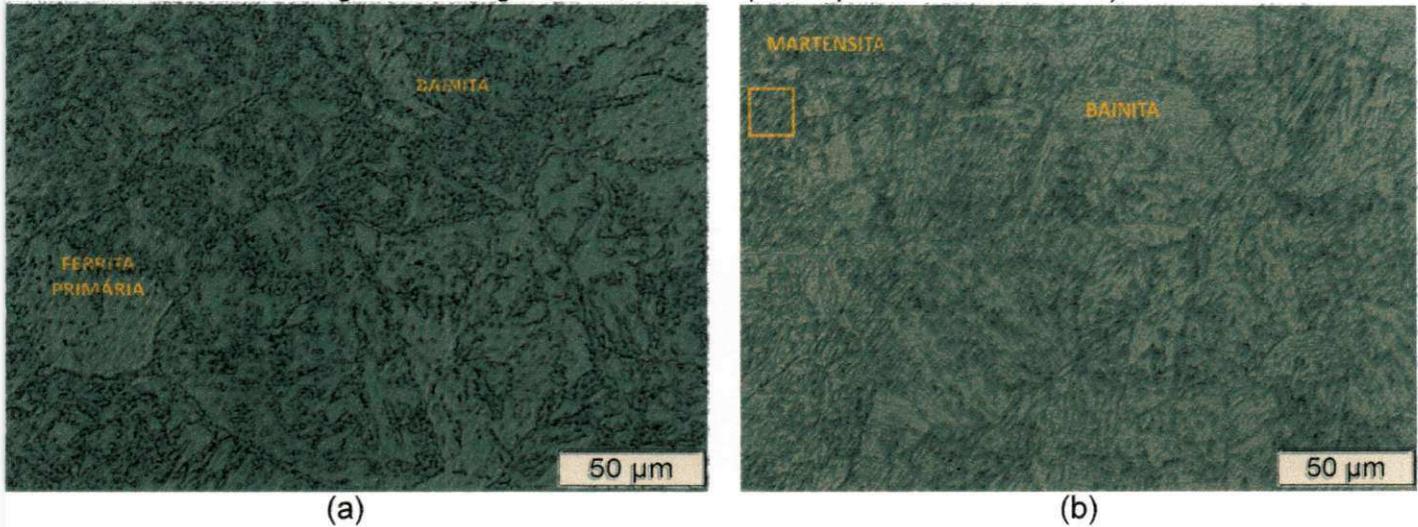
se que a microestrutura foi constituída de Bainita e Martensita conforme apresentado na Figura 34.

**Figura 34:** Regiões da ZTA (GG) utilizando o processo SMAW com (a) o eletrodo AWS E 8010 e energia de soldagem de 1,3 kJ/mm e (b) o eletrodo AWS E 8018-G e energia de soldagem de 1,2 kJ/mm. (Pré-aquecimento de 100°C)



Nas soldagens executadas pelo processo FCAW com o arame AWS E 91T8-K8 (autoprotégido) e com energia de soldagem de 3,4 kJ/mm, a ZTA (GG) apresentou uma microestrutura também constituída de Bainita, e com presença de Ferrita Primária (PF) conforme pode ser observado pela Figura 35 a. Já com a utilização do arame AWS E 91T1-G (com proteção gasosa) e também com energia de soldagem de 3,4 KJ/mm, a microestrutura foi predominantemente bainítica com presença de pouca martensita similar àquela obtida com o processo SMAW (Figura 35 b).

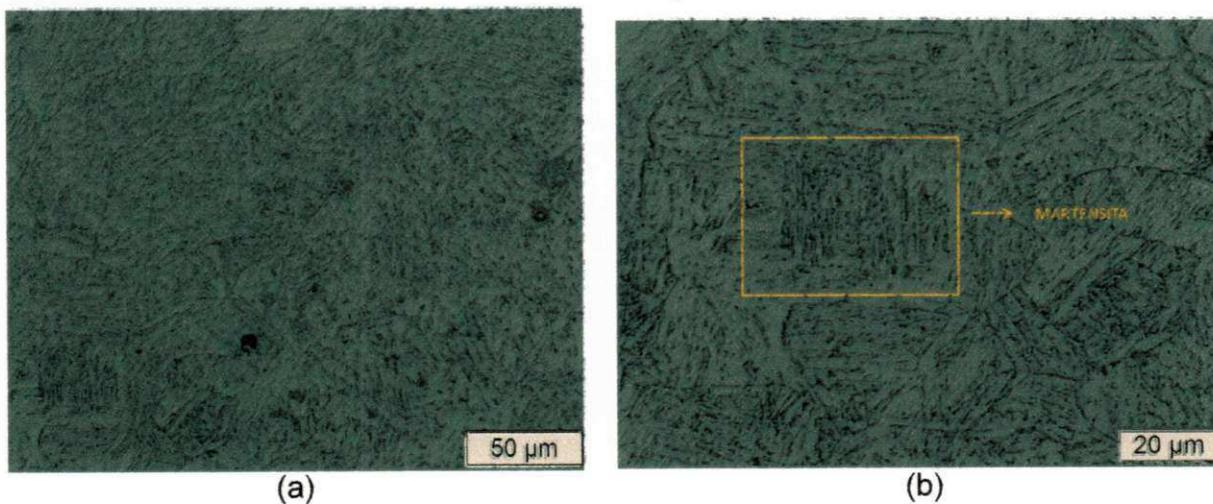
**Figura 35:** Regiões da ZTA (GG) utilizando o processo FCAW com (a) o arame AWS E 91T8-K8 e energia de soldagem de 3,4 kJ/mm e (b) o eletrodo AWS E 91T1-G e energia de soldagem de 3,4kJ/mm. (Pré-aquecimento de 100°C)

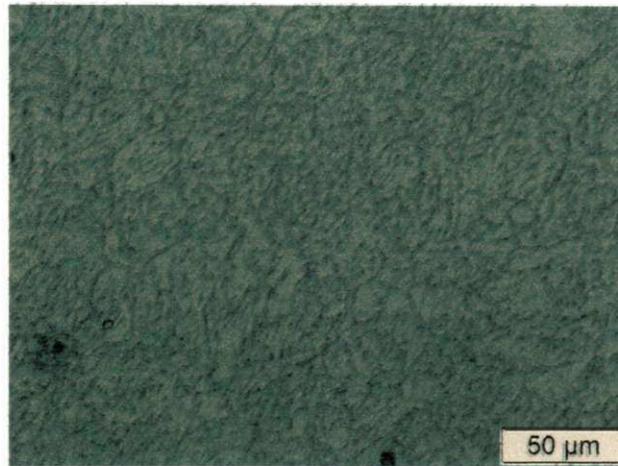


#### 4.3.1.2 Temperatura de pré-aquecimento - 150°C (423K)

As microestruturas na ZTA ao se aumentar a temperatura de pré-aquecimento para 150°C (423K), da mesma forma que para o metal de solda, não apresentou mudanças significativas quando utilizado o processo SMAW, conforme pode ser observado na Figura 36.

**Figura 36:** Regiões da ZTA (GG) utilizando o processo SMAW com (a) o eletrodo AWS E 8010 e energia de soldagem de 1,3 kJ/mm e (b) detalhe desta microestrutura; (c) o eletrodo AWS E 8018-G e energia de soldagem de 1,2 kJ/mm. (Pré-aquecimento de 150°C)





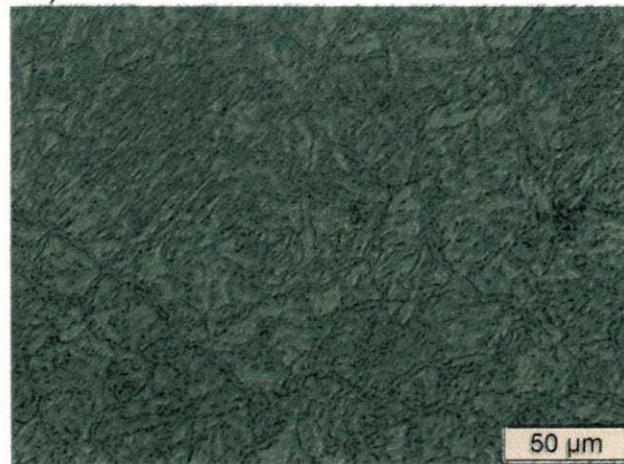
(c)

Com a utilização do arame tubular autoprotégido como metal de adição, foi possível à obtenção de GG da ZTA predominantemente bainíticos e com presença de pouca ferrita primária. Assim como com a utilização do arame tubular com proteção gasosa (Figura 37).

**Figura 37:** Regiões da ZTA (GG) utilizando (a) o processo FCAW com o arame AWS E 91T8-K8 autoprotégido e energia de soldagem de 3,4 kJ/mm e (b) o eletrodo AWS E 91T1-G com proteção gasosa e energia de soldagem de 3,4 kJ/mm. (Pré-aquecimento de 150°C)



(a)



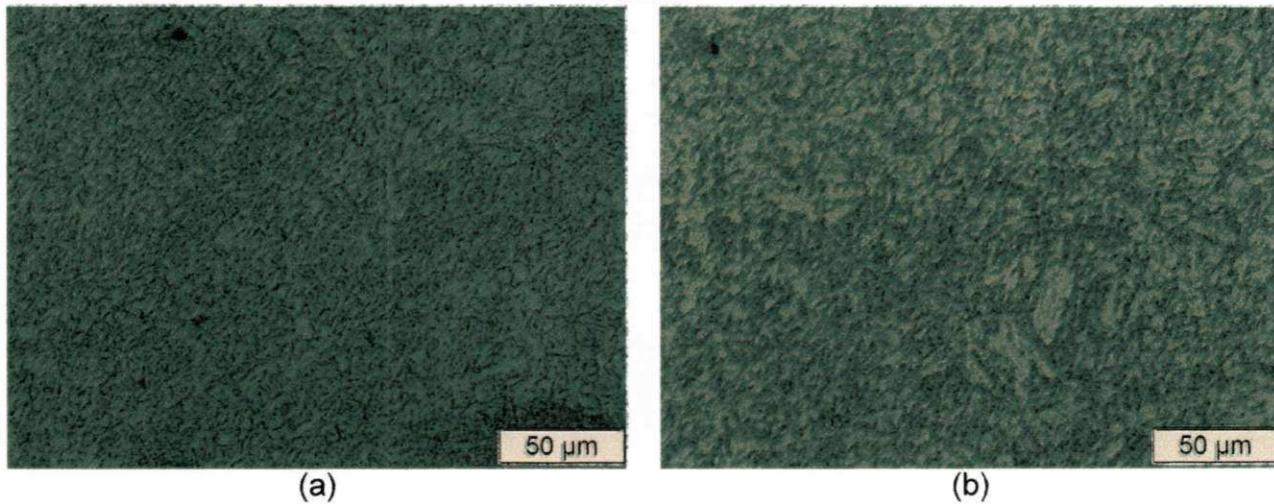
(b)

#### 4.3.2 Regiões de Grãos Finos, Intercrítica e Sub-crítica

Em todas as condições de temperaturas de 100°C (373K) ou 150°C (423K), com os quatro consumíveis utilizados, verificou-se por inspeção qualitativa que as regiões de grãos finos (GF), intercrítica e sub-crítica

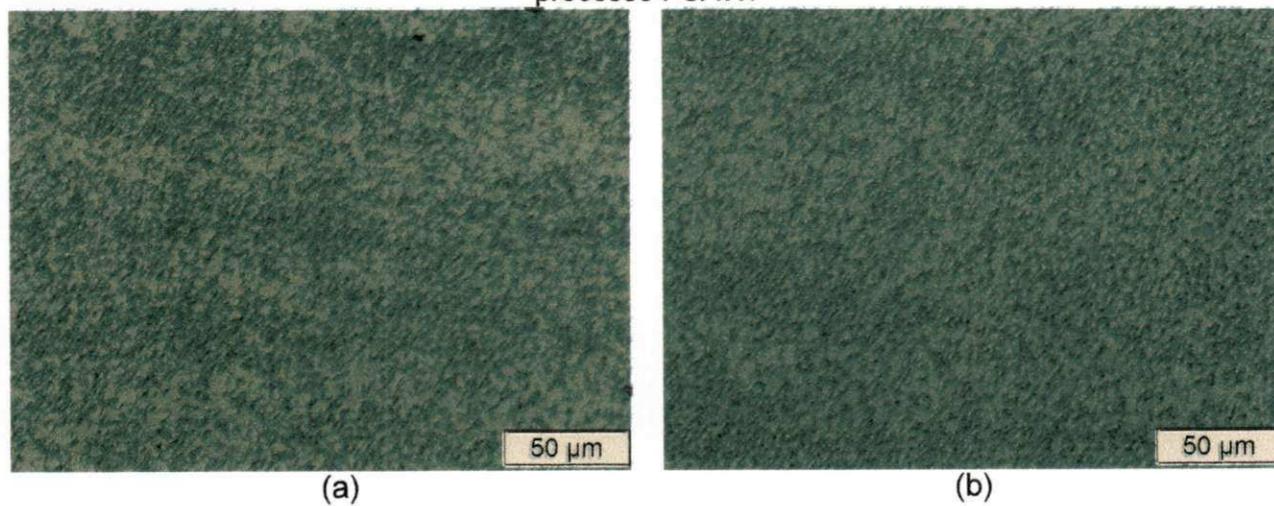
apresentaram microestruturas similares, contendo predominantemente Bainita e Ferrita Primária, conforme pode ser observado das Figuras 38 a 40.

**Figura 38:** Regiões da ZTA (GF) utilizando (a) o processo SMAW e (b) o processo FCAW.

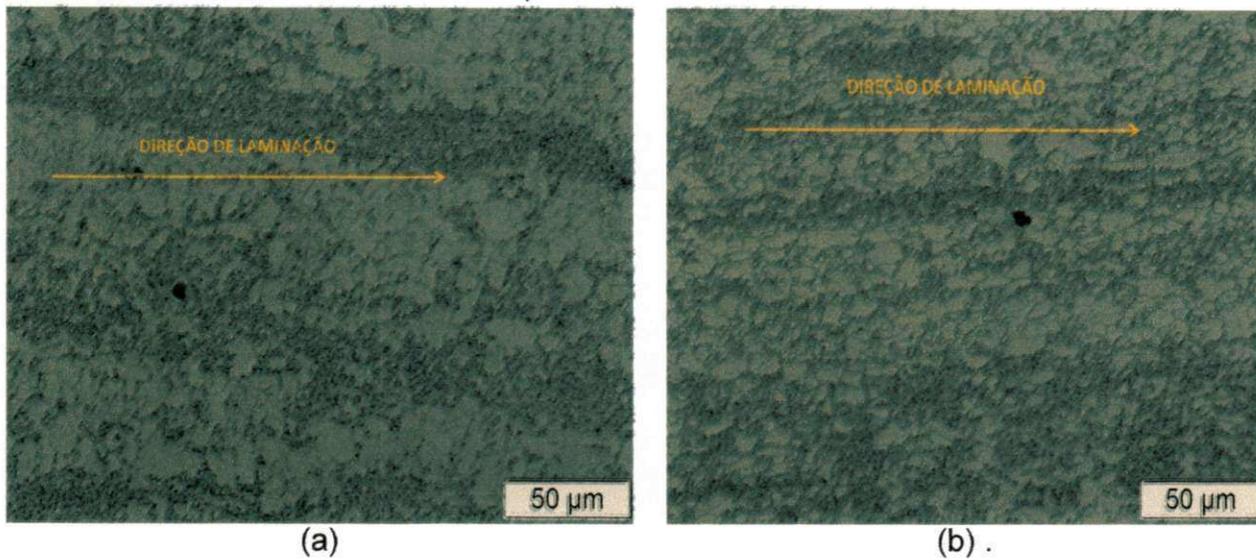


Na região intercrítica pode-se observar pela Figura 39 o início da degradação da Bainita.

**Figura 39:** Região intercrítica da ZTA utilizando (a) o processo SMAW e (b) o processo FCAW.



**Figura 40:** Região sub-crítica da ZTA utilizando (a) o processo SMAW e (b) o processo FCAW.



As tabelas 11 e 12 apresentam os tipos de microestruturas presentes em todas as regiões das juntas soldadas.

**Tabela 11:** Microestruturas presentes nos metais de solda (MS) e nas diferentes regiões da ZTA de acordo com o processo e consumíveis utilizados, com pré-aquecimento de 100°C.

Pré aquecimento 100°C	REGIÃO INSPECIONADA QUALITATIVAMENTE				
	MS	ZTA			
		GG	GF	RI	
PROCESSO E CONSUMÍVEL					
SMAW AWS E 8010	BAINITA, FP e FS(A)	BAINITA e M	BAINITA e FP	BAINITA e FP	BAINITA e FP
SMAW AWS E 8018-G	BAINITA e FP	BAINITA e M			
FCAW AWS E 91T8-K8	BAINITA, FP e AF	BAINITA e FP			
FCAM AWS E 91T1-G	BAINITA e FP	BAINITA e M			

**Tabela 12:** Microestruturas presentes nos metais de solda (MS) e nas diferentes regiões da ZTA de acordo com o processo e consumíveis utilizados, com pré-aquecimento de 150°C.

Pré aquecimento 150°C	REGIÃO INSPECIONADA QUALITATIVAMENTE				
	MS	ZTA			
PROCESSO E CONSUMÍVEL			GG	GF	RI
SMAW AWS E 8010	BAINITA, AF, FP(I) e Wind.	BAINITA e M	BAINITA e FP	BAINITA e FP	BAINITA e FP
SMAW AWS E 8018- G	BAINITA, FP e AF	BAINITA e FP			
FCAW AWS E 91T8- K8	BAINITA e FP	BAINITA e FP			
FCAM AWS E 91T1- G	BAINITA e Wind.	BAINITA e FP			

De acordo com a descrição das microestruturas resultantes obtidas em cada condição de soldagem, observou-se que no MS a microestrutura foi predominantemente composta por Bainita e Ferrita Primária.

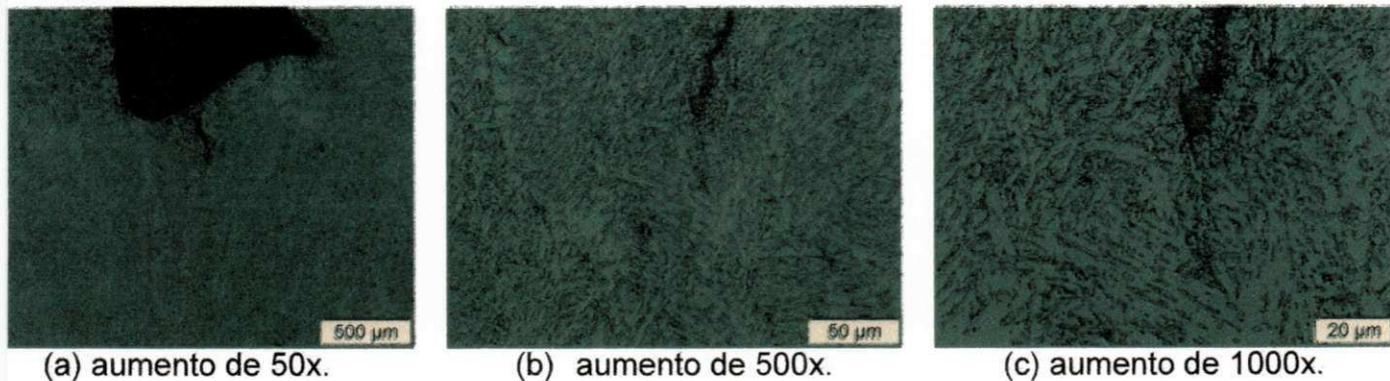
Nas regiões da ZTA observou-se que a região de GG foi composta predominantemente de Bainita com pouca quantidade de Martensita, enquanto que as outras regiões (GF, intercrítica e sub-crítica) apresentaram a mesma estrutura do metal de base apenas modificada com relação à granulometria. Esta manutenção da microestrutura nestas regiões da ZTA garante a preservação das propriedades de tenacidade nestas regiões da junta soldada (Almeida, 2005).

#### 4.4 Presença de trincas

A amostra soldada na condição 11 A (150°C  $T_{Pré\ aqu.}$ , 280,5 MPa, 26,63 A, 137,37 V, 2,4 kJ/mm) apresentou uma trinca no metal de solda (Figura 42). Pode-se observar a partir de uma inspeção qualitativa, que a região na ponta da trinca é composta pela microestrutura já identificada na seção anterior para todos os metais de solda, ou seja, Ferrita Primária e Bainita. A trinca se

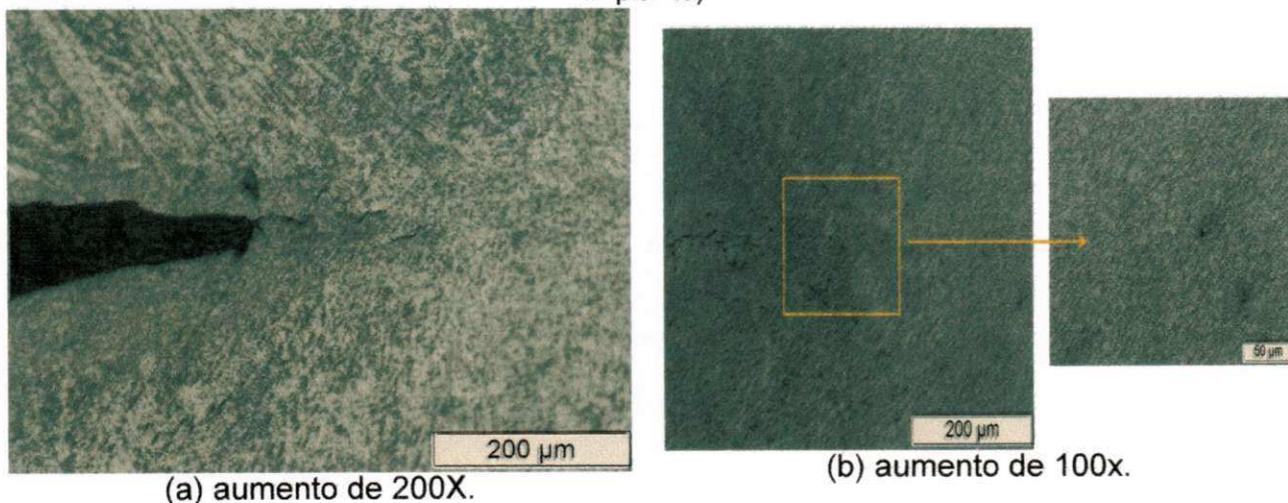
encontra paralela à direção de carregamento o que provavelmente não favoreceria sua propagação.

**Figura 41:** Trinca no metal de solda na Condição de Soldagem 11A.

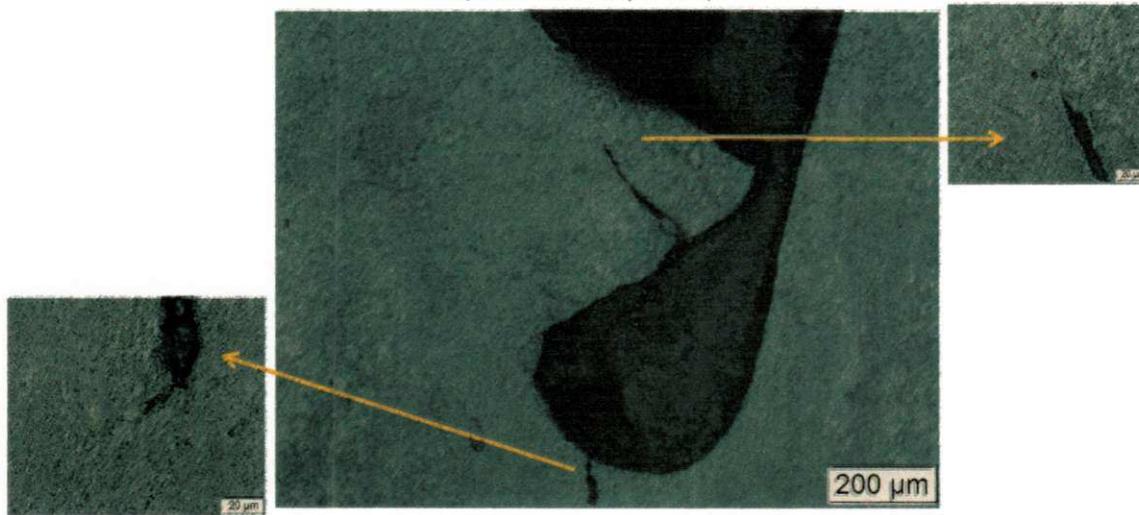


Na amostra obtida na condição 11 B (150°C, 280,5MPa, 26,64 A, 126,17 V, 3,0 kJ/mm) foram detectadas três trincas localizadas na ZTA, sendo uma do lado direito e as outras duas do lado esquerdo do implante, como apresentado nas Figuras 42 e 43, respectivamente. Como pode ser observado, as trincas nuclearam no entalhe, mas pararam na região de grãos finos da ZTA.

**Figura 42:** Trincas na ZTA (GF) da Condição de Soldagem 11B (Lado direito do implante).

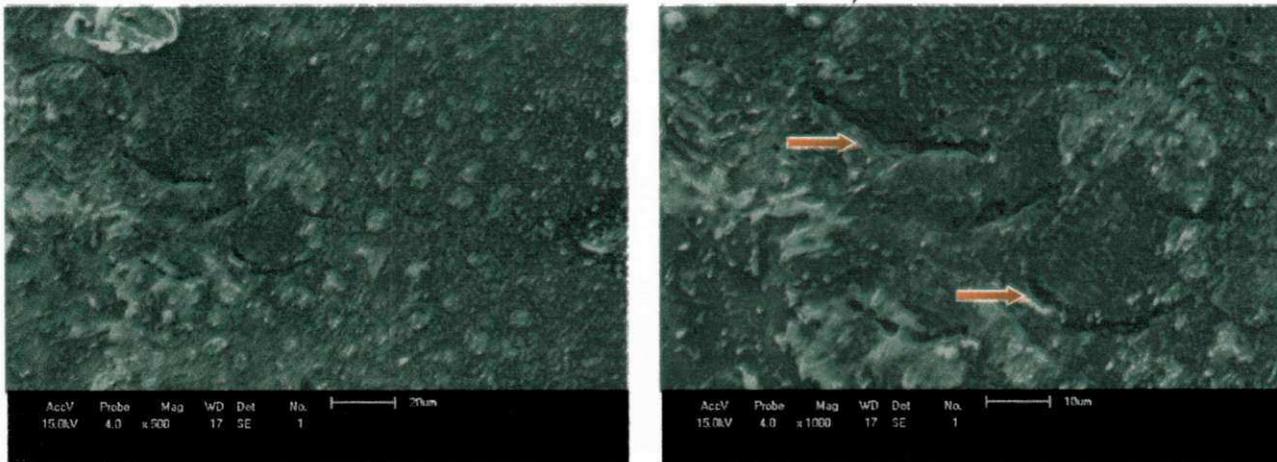


**Figura 43:** Imagens das trincas da Condição de Soldagem 11B obtidas no MO (Lado esquerdo do implante).



As imagens da trinca da Condição de Soldagem 11B obtidas no MEV estão expostas na Figura 44. A trinca encontrada é intergranular e está em uma área com predominância da microestrutura bainítica seguindo alinhamentos típicos do microconstituente M-A.

**Figura 44:** Trincas na ZTA (GF) da Condição de Soldagem 11 no MEV. (As setas indicam trincas em trilhas de M-A).



(a) aumento de 500X.

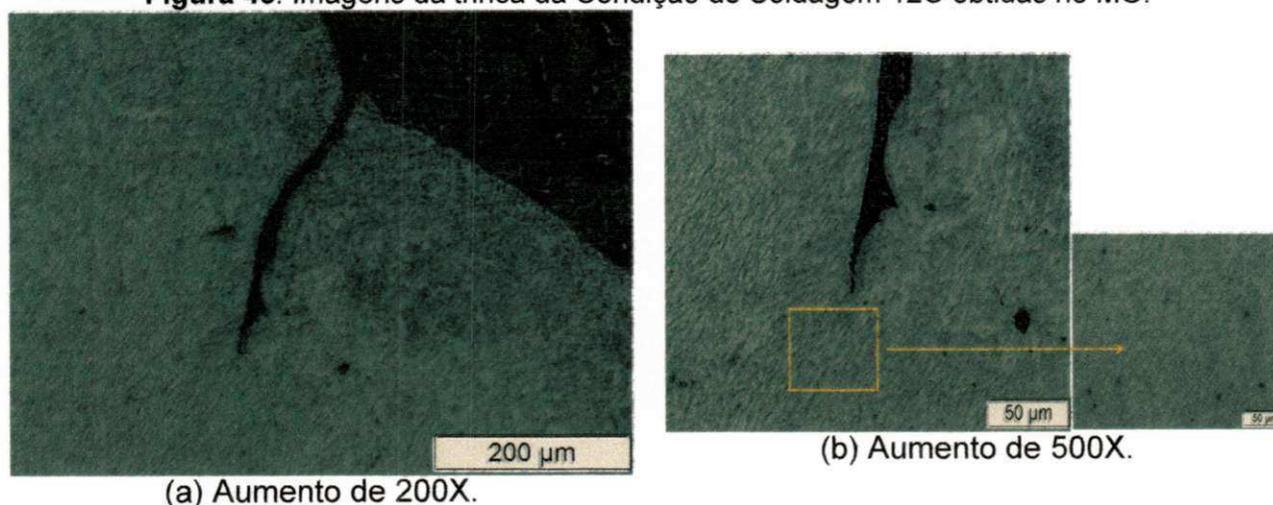
(b) aumento de 1000X.

A partir das análises observou-se que assim como a amostra soldada na condição 11 A, as na condição 11 B também apresentam na região à frente da trinca uma microestrutura composta por Ferrita Primária e Bainita na região de grãos finos da ZTA.

A trinca apresentada na Figura 42, condição 11B (lado direito) é considerada uma trinca perigosa por estar na direção perpendicular ao esforço aplicado no implante. Já as duas que aparecem do lado esquerdo do mesmo implante soldado (Figura 43) são consideradas trincas menos danosas, pois encontram-se paralelas a direção de carregamento do pino.

Foram também detectadas trincas no metal de solda para soldagens executadas na Condição 12 C (150°C, 420,75Mpa, 26,56A, 147,23V, 3,4kJ/mm). Pode-se verificar mais uma vez que a ponta da trinca se encontra em uma região predominantemente bainítica com pouca Ferrita (Figura 45). Nas outras duas amostras da mesma condição, não foi detectada a presença de trincas.

**Figura 45:** Imagens da trinca da Condição de Soldagem 12C obtidas no MO.



As trincas encontradas neste estudo foram todas intergranulares.

A microestrutura observada nas regiões à frente de todas as trincas encontradas (Condições 11A, 11B e 12C) não favorece o crescimento das mesmas por ser uma microestrutura mais refinada composta por bainita e ferrita. Estes microconstituintes estão relacionados com a boa tenacidade do material.

Em relação ao caminho percorrido por estas trincas encontradas, um estudo realizado com tubulações de aço da classe API 5L X80 de fabricação nacional, para avaliação da ZTA através de Ensaio de Emissão Acústica e Teste de Implante, Almeida (2005) mostrou que quando consideradas as

regiões de fratura dos pinos de implante, há uma tendência de alinhamento de ilhas M-A, devido ao efeito do ciclo térmico de soldagem. Segundo este estudo, este fenômeno ocorre devido à formação dos constituintes M-A para as regiões de maior energia livre como os contornos de grãos, em temperaturas abaixo de 723°C (996K). Isto provoca uma maior facilidade de propagação de trincas. Este resultado parece similar ao encontrado aqui, mostrando que o caminho destas trincas encontradas percorre os contornos de grãos preenchidos por microconstituente M-A originados os ciclos térmicos de soldagem.

Apesar das ocorrências das trincas nestas regiões, os valores de dureza nas mesmas foram baixos, conforme pode ser observado pela Tabela 13.

**Tabela 13:** Valores de dureza nos locais de ocorrência das trincas.

Condição	Local da indentação	Dureza (HV)
11 B	1	179,4
	2	235,3
	3	193,7
	4	169,9
12 C	1	174,4
	2	261,1
	3	202,9
	4	236,8

Como visto anteriormente, observou-se que as trincas estavam localizadas tanto na ZTA como no MS e todas em regiões de maior concentração de tensões, originadas no entalhe, próximas dele. Isso ocorreu, pois a soldagem induziu altas tensões residuais próximas a solda e o entalhe foi responsável também por induzir ainda mais concentração de tensões locais, como visto também por Caloi (2008).

De todas as condições analisadas, apenas a 11A, 11B e 12C apresentaram trincas e ambas foram realizadas com o consumível arame tubular autoprotégido com temperatura de pré-aquecimento de 150°C (423K), conforme apresentado na EPS3. Este resultado parece indicar que existe a probabilidade de que o arame auto protegido, não proteja adequadamente a poça de fusão com relação ao hidrogênio, já que as microestruturas presentes

nas trincas foram similares, mesmo com a aplicação de maiores valores de pré-aquecimento.

Portanto, apesar da quantidade de trincas identificadas ao se utilizar o processo FCAW autoprottegido ter sido pequeno, não podendo portanto afirmar que as juntas soldadas do aço API 5L X80 com a utilização deste processo seja susceptível ao TIH, este resultado demonstra a necessidade de se adotar medidas preventivas com maior rigorosidade ao se utilizar este tipo de consumível na soldagem de aços com elevados limites de resistência.

#### 4.5 Análises de Microdureza

As medições das microdurezas foram realizadas em três pontos na ZTA, dos quais foi obtida uma média, conforme apresentado na Tabela 14, e em regiões bem próximas aos entalhes, que se constitui em um local mais propício à nucleação de trincas.

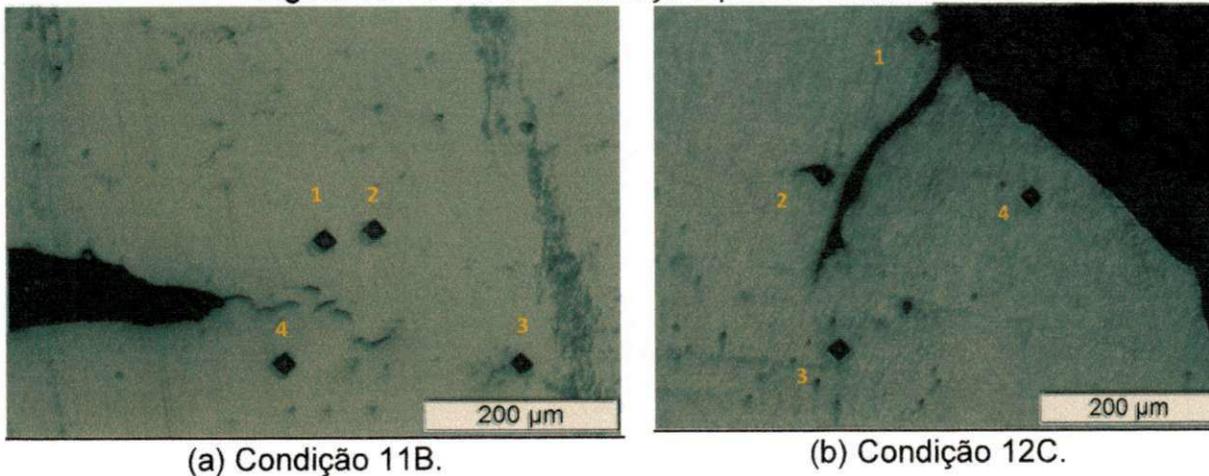
**Tabela 14:** Valores de microdureza na ZTA.

Condição		Dureza (HV)	Condição		Dureza (HV)
1	A	195,2	9	A	198,0
	B	184,1		B	201,1
	C	196,1		C	208,3
2	A	206,5	10	A	210,0
	B	235,7		B	214,9
	C	179,6		C	174,3
3	A	175,9	11	A	238,1
	B	201,4		B	222,3
	C	195,2		C	203,9
4	A	228,9	12	A	224,8
	B	236,3		B	231,8
	C	215,1		C	192,3
5	A	202,3	13	A	154,4
	B	203,5		B	149,8
	C	144,1		C	139,7
6	A	214,4	14	A	171,5
	B	194,0		B	161,8

	C	191,1		C	227,4
7	A	206,3	15	A	237,5
	B	210,6		B	193,3
	C	201,2		C	227,9
8	A	234,7	16	A	210,5
	B	213,7		B	206,7
	C	213,2		C	219,5

Quanto à microdureza Vickers, o valor máximo encontrado na ZTA das amostras foi de 238,1 HV (para condição 11 A) e o valor mínimo foi de 139,7 (para a Condição 13 C). Portanto, nenhuma amostra apresentou nível de dureza suficientemente alto para ser considerado como de risco para ocorrência de trincas a frio. Resultados similares foram obtidos por Caloi (2008), ao avaliar a susceptibilidade deste aço através de Ensaios Tekken e de Implante.

**Figura 46:** Pontos de endentações para microdurezas.



## 5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

A partir dos objetivos propostos, a metodologia experimental usada, e dos resultados obtidos, podemos concluir que:

- Dos consumíveis usados neste estudo apenas o Arame Tubular Auto Protegido apresentou trincas que parecem indicar a possibilidade de ineficiência de proteção da poça de fusão de solda com relação ao hidrogênio;
- De acordo com a descrição das microestruturas obtidas em cada condição de soldagem, observou-se que em todas as regiões da ZTA a microestrutura foi predominante composta por Bainita e Ferrita Primária com dispersão homogênea e sem alinhamento que não são microestruturas favoráveis à propagação de trincas;
- Esta predominância de microestrutura bainítica-ferrítica ao longo da ZTA com um baixo índice de formação de trincas demonstra, em geral, a eficiência desta microestrutura no que diz respeito à resistência à fragilização por hidrogênio da junta soldada do aço API 5L X80 para as condições analisadas;
- As trincas encontradas neste estudo são todas intergranulares localizadas tanto na ZTA como no MS e em regiões de maior concentração de tensões, originadas no entalhe;
- Os valores de microdureza todos abaixo de 250 HV torna possível dizer que com relação a este critério o aço estudado não apresenta risco de formação de trincas a frio para as condições de soldagem analisadas.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Durante o desenvolvimento do tema proposto algumas vertentes interessantes de serem analisadas surgiram, contudo as mesmas ficarão aqui para futuras investigações:

1. Estudar a susceptibilidade ao TIH das juntas soldadas no aço API 5L X-80 com outras combinações de processos, parâmetros de soldagem e consumíveis.
2. Análise do desempenho do teste de implante utilizando diferentes períodos de tempo de aplicação de carga.
3. Repetir os testes para o diâmetro do implante com 8,0 mm observando assim se há modificações quanto ao trincamento induzido por hidrogênio.
4. Analisar toda área de secção do implante.
5. Verificação do comportamento do material através da aplicação da tensão limite de escoamento.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AFNOR, *Fissuration à froid sur implants. NF A 89-100 December 1991, 11 p.*

ALBUQUERQUE, S. F. **Avaliação do efeito da aplicação de processos de soldagem manual e automatizado sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de juntas soldadas do aço API 5L X80.** 2010. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande/PB, 2010.

ALMEIDA, D. M. **Estudo da ZTA de Aços API X80 para Tubulações através de Ensaio de Emissão Acústica e Teste de Implante.** 2005. Tese (Doutorado em Engenharia de Processos) – Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande/PB, 2005.

API SPECIFICATION 5L. *Specification for Line Pipe.* American Petroleum Institute, Washington, p. 171, March 2004.

AWS, *Welding Handbook*, Section 2, Welding Processes, 5th ed., 1991.

BRITO, V. L. O.; NUNES, C. A.; BARBOSA, C. H.; RATNAPULI, R. C.; ALÍPIO, P. H. Evolução dos aços para tubos API utilizados no transporte de óleo e gás. **In: Anais do Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, 14, 2000, São Pedro - SP.

CABRAL, H. L. D. **Desenvolvimento de ferramentas computacionais para modelagem e análise automática de defeitos de corrosão em dutos.** 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Pernambuco, Pernambuco/PE, 2007.

CALOI, G. **Análise da soldabilidade do aço API 5L X-80 por meio dos Testes Tekken e de Implante.** 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Pontifícia Universitária Católica, Rio de Janeiro/RJ, 2008.

CHAKRAVARTI, A. P.; BALA, S. R. Evaluation of weld metal cold cracking using G-BOP test. **Welding Journal**, v.68 (1), p. 1s-8s, 1993.

CORIMAYA, R. L. P. **Adequação do Ensaio TEKKEN para a Avaliação de Trincas em Soldas de Aço API X-80.** 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas/SP, 2009.

COUTINHO, J. A. **Estudo dos efeitos do aquecimento do eletrodo revestido durante a soldagem de aços inoxidáveis austeníticos.** 1998, 96 p. Dissertação (Mestrado em Processos de Fabricação) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 1998.

CRANFIELD INSTITUTE OF TECHNOLOGY - Manual Metal Arc Welding. Mat. No 153, MScourse. apud Wainer et al, SOLDAGEM PROCESSOS E METALURGIA pag.32 a 58, 1992 .

GRANJON, H. The Implants Methods for Studying the Weldability. **Welding Journal**, 1969.

ITO, Y.; BESSYO, K. Weldability of High Strength Steels Related to Heat Affected Zone Cracking. Document IX-567-68, IIW, 1968.

IIW Sub-Commission IXJ "Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals". IIW Doc. IX-1533-88, 1988.

MACHADO, IVAN. G. *Soldagem e Técnicas Conexas: Processos*. Porto Alegre, RS: Editado pelo Autor, 1996. 447p.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. 1. ed. . v. 1. 362 p. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.

MODENESI, P. J. Apostila Soldabilidade dos Aços Transformáveis. 71 p. Belo Horizonte, 2010.

NORRISH, J. Advanced Welding Processes. New York, NY: IOP Publishing Ltd, 1992. Cap.4, p. 57-74.

ORDOÑEZ, R. E. **Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L X80 com diferentes arames tubulares**. 2004. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Estadual de Campinas, Campinas/SP, 2004.

ROCHA, D. B., **Estudo da soldabilidade do tubo API 5L X80 utilizando os processos de soldagem: MAG com transferência controlada e eletrodo tubular**. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo/SP, 2010.

SANTANNA, P. C. **Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65**. 2006. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas/SP, 2006.

SAWHILL Jr., J. M.; DIX, A. W.; SAVAGE, W. F. Modified implant test for studying delayed cracking. **Welding Journal**, p.554s-559s, 1974.

SILVA, C. A. **Desenvolvimento de metodologia para avaliação do procedimento de soldagem para recuperação de equipamentos de aço de baixo teor de carbono expostos a grande quantidade de hidrogênio**. 2001. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais/MG, 2001.

SILVA, J. H. F.; ORDOÑEZ, R. E.; TREVISAN, R. E. **Estudo de trincas induzidas pelo hidrogênio no metal de solda do AÇO API X80 através do teste G-BOP**. Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 2006.

SILVA, M. C. **Determinação Experimental da Tenacidade à fratura da Zona Termicamente Afetada de junta soldada de aço API 5L X80**. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

SOARES, E. P. **Avaliação da susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas de aço api5l-x80 com diferentes combinações de consumíveis**. 2011. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande/PB, 2011.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem, Processos e Metalurgia**. São Paulo: Blucher, 1992. 494p.

YURIOKA, N. **Physical Metallurgy of Steel Weldability**. *ISIJ International*, v. 41, n. 6, p. 566-570, 2001.